



Etude expérimentale et numérique de la dégradation cyclique des électrodes en CuCr1Zr lors du soudage par résistance par point

Elise Gauthier

► To cite this version:

Elise Gauthier. Etude expérimentale et numérique de la dégradation cyclique des électrodes en CuCr1Zr lors du soudage par résistance par point. Matériaux. Université de Bretagne Sud, 2014. Français. NNT: . tel-01045222

HAL Id: tel-01045222

<https://theses.hal.science/tel-01045222>

Submitted on 24 Jul 2014

HAL is a multi-disciplinary open access archive for the deposit and dissemination of scientific research documents, whether they are published or not. The documents may come from teaching and research institutions in France or abroad, or from public or private research centers.

L'archive ouverte pluridisciplinaire **HAL**, est destinée au dépôt et à la diffusion de documents scientifiques de niveau recherche, publiés ou non, émanant des établissements d'enseignement et de recherche français ou étrangers, des laboratoires publics ou privés.



THESE / UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD

sous le sceau de l'Université européenne de Bretagne

pour obtenir le titre de

DOCTEUR DE L'UNIVERSITE DE BRETAGNE-SUD

Mention : Sciences pour l'ingénieur

Ecole doctorale SICMA

Présentée par **Elise GAUTHIER**

Préparée au sein du Laboratoire d'Ingénierie
des Matériaux de Bretagne (LIMatB)

Etude expérimentale et numérique de la dégradation cyclique des électrodes en CuCr1Zr lors du soudage par résistance par point

Directeur de thèse :

Philippe PILVIN

Professeur – Université de Bretagne-Sud

Codirecteurs de thèse :

Denis CARRON

Maître de Conférence – Université de Bretagne-Sud

Philippe ROGEON

Maître de Conférence HDR – Université de Bretagne-Sud

Thèse soutenue le 20 janvier 2014
devant le jury composé de :

Anne-Françoise GOURGUES-LORENZON
Professeur - MINES Paris Tech - Rapporteur

Michel CORET

Professeur - Ecole Centrale de Nantes - Rapporteur

Pascal PAILLARD

Professeur – Université de Nantes - Examineur

Xavier MILHET

Maître de Conférences - Université de Poitiers -
Examineur

Thomas LETY

Spécialiste soudage - PSA Peugeot Citroën - Invité

Thierry SOREAU

Ingénieur - Le Bronze Industriel - Invité

Remerciements

Tout d'abord, je remercie la Région Bretagne qui a financé ce projet ELECSOUD (bourse ARED). Je remercie également le Laboratoire d'Ingénierie des MATériaux de Bretagne (LIMATB) de l'Université de Bretagne-Sud à Lorient au sein duquel s'est déroulé ce travail.

Je remercie également les partenaires industriels, notamment T. Lety, J. Soigneux de PSA Peugeot Citroën ainsi que F. Primaux et T. Soreau du Bronze Industriel pour leur collaboration sans laquelle cette thèse n'aurait pas pu aboutir.

A Philippe Pilvin professeur à l'Université de Bretagne-Sud et directeur de cette thèse, ainsi qu'à Denis Carron et Philippe Rogeon, maîtres de conférences et co-encadrants, pour leur disponibilité et leur investissement : je leur témoigne toute ma reconnaissance.

Je remercie également les membres du jury, P. Paillard pour avoir présidé de ce jury de thèse, A.F. Gourgues-Lorenzon et M. Coret pour avoir rapporté ce manuscrit, X. Milhet, T. Lety et T. Soreau pour leur présence dans le jury en qualité d'examinateur.

Je souhaite associer à ces remerciements les membres du LIMATB avec qui j'ai eu la chance de travailler : J. Costa et M. Dumons, techniciens du laboratoire, ainsi que C. Pouvreau, post-doctorant puis maître de conférences, pour les nombreux essais qui ont vu le jour grâce à leurs conseils, leur disponibilité et leurs ingénieuses idées.

A M.Karlik pour les analyses MET de ce manuscrit. A P. Paillard pour les essais de soudage réalisés à Polytech Nantes.

A tous les membres de l'équipe ETEE du LMATB pour leur accueil chaleureux.

A Cédric, Elodie, François, Kevin, Laurent, Linda, Mickaël, Morgan, Thibaut, Thomas, Simon et Ziné pour tous les bons moments passés ensemble.

Table des matières

Introduction Générale	1
1 Contexte et problématique	7
1.1 Introduction	9
1.2 Le soudage par résistance par point	9
1.2.1 Principe	9
1.2.2 Paramètres du procédé	11
1.2.3 Formation d'un point soudé	11
1.2.3.1 Description d'un point soudé	11
1.2.3.2 Phénomènes physiques	12
1.2.4 Cas du soudage de tôles revêtues de zinc	14
1.2.5 Cas du soudage de tôles à très haute résistance	14
1.3 Les électrodes de soudage par point	16
1.3.1 Constat : la dégradation des électrodes	16
1.3.2 Modes de dégradation	18
1.3.2.1 La diffusion du zinc dans l'alliage de cuivre	19
1.3.2.2 L'adoucissement de l'alliage de cuivre	23
1.3.2.3 Bilan	24
1.3.3 Remèdes proposés pour limiter la dégradation	25
1.3.3.1 Géométrie des électrodes	26
1.3.3.2 Matériaux constitutif des électrodes	27
1.3.3.3 Electrodes revêtues	29
1.4 Modélisation multi-physique du procédé	31
1.4.1 Etudes analytiques	31
1.4.2 Analyse par éléments finis	32
1.4.3 Modèle de dégradation des électrodes	34
1.5 Bilan	38
2 Caractérisation	41
2.1 Introduction	43
2.2 Matériau de l'étude : CuCr1Zr	43
2.2.1 Diagrammes de phase	43
2.2.1.1 Cu-Cr	43
2.2.1.2 Cu-Zr	43
2.2.2 Traitement thermique et élaboration des électrodes	45
2.3 Caractérisation microstructurale du CuCr1Zr à l'état trempé-revenu	47
2.3.1 Microscopie optique	47

2.3.2	Microscopie électronique à balayage (MEB)	48
2.3.3	Microscopie électronique à transmission (MET)	48
2.4	Caractérisation microstructurale du CuCr1Zr à l'état sur-revenu	51
2.4.1	Microscopie électronique à transmission	51
2.4.2	Sonde atomique tomographique	52
2.4.3	Micro-dureté	52
2.4.3.1	Traitements thermiques	53
2.4.3.2	Mesure de microdureté	55
2.5	Propriétés thermo-mécaniques	59
2.5.1	Propriétés à 20°C	59
2.5.2	Propriétés entre 500 et 800°C	60
2.5.2.1	Dispositif expérimental et protocole	61
2.5.2.2	Résultats	61
2.6	Propriétés thermo-physiques	65
2.6.1	Masse volumique	65
2.6.2	Chaleur massique	66
2.6.3	Mesures de conductivité thermique et de résistivité électrique	67
2.6.3.1	Dispositif de mesures de diffusivité thermique	68
2.6.3.2	Dispositifs de mesures de résistivité électrique	70
2.6.3.3	Résultats et analyses	71
2.7	Mesures des Résistances de contact	79
2.7.1	Mesures de Résistance de Contact Electrique (RCE)	79
2.7.1.1	Dispositif expérimental	79
2.7.1.2	Détermination des RCE	81
2.7.1.3	Résultats	81
2.7.2	Mesures de Résistance de Contact Thermique (RCT)	84
2.7.2.1	Dispositif expérimental	84
2.7.2.2	Détermination des RCT	85
2.7.2.3	Résultats	86
2.8	Conclusion	88
3	Essais de soudage	89
3.1	Introduction	91
3.2	Configuration de soudage	92
3.2.1	Type d'électrode	92
3.2.2	Configurations de soudage	92
3.2.3	Conditions et paramètres de soudage	94
3.3	Expertise et résultats	96
3.3.1	Mesure de température in-situ	96
3.3.1.1	Présentation de la méthode d'instrumentation	96
3.3.1.2	Résultats	98
3.3.2	Mesures profilométriques et de dureté par nanoindentation	101
3.3.2.1	Présentation des dispositifs et des protocoles	101
3.3.2.2	Résultats	103
3.3.3	Cinétique expérimentale de formation du noyau	111
3.3.3.1	Préparation des coupes macrographiques	111
3.3.3.2	Résultats	112

3.4	Discussion	118
3.4.1	Assemblage tôles nues	118
3.4.2	Assemblage tôles revêtues	119
3.5	Conclusion	120
4	Modélisation des phénomènes physiques dans les électrodes	121
4.1	Introduction	123
4.2	Présentation des couplages : ETM^{al} et $ETM^{al}M^{ec}$	124
4.3	Description du modèle ETM^{al} des électrodes	126
4.3.1	Modèle Electro-thermique	126
4.3.1.1	Equation de conduction thermique	126
4.3.1.2	Equation électrocinétique	127
4.3.2	Modèle Métallurgique	128
4.4	Description du modèle $ETM^{al}M^{ec}$ des électrodes	132
4.4.1	Modèle Electro-thermique	132
4.4.2	Modèle de comportement Mécanique	132
4.5	Conditions aux limites	137
4.5.1	Conditions interfaciales	137
4.5.1.1	Modélisation du contact électro-thermique	137
4.5.1.2	Modélisation du contact mécanique	140
4.5.2	Conditions aux limites électriques	140
4.5.3	Conditions aux limites thermiques	141
4.5.4	Conditions aux limites mécaniques	142
4.6	Maillage	142
4.7	Conditions initiales	143
4.8	Procédure de résolution	143
4.8.1	Procédure de résolution : modèle ETM^{al}	143
4.8.2	Procédure de résolution : modèle $ETM^{al}M^{ec}$	143
5	Simulation numérique du procédé	147
5.1	Introduction	149
5.2	Modèle ETM^{al}	150
5.2.1	Analyse de sensibilité	150
5.2.1.1	Sensibilité à la conductivité électrique	150
5.2.1.2	Sensibilité à la conductivité thermique	150
5.2.1.3	Sensibilité aux résistances de contact électrique E/T	154
5.2.2	Tendances du modèle et comparaison à l'expérience	157
5.2.2.1	Evolutions des températures et de la fraction de phase adoucie	157
5.2.2.2	Confrontation simulation numérique et expérience	161
5.2.3	Plan d'expérience sur les paramètres opératoires	167
5.2.3.1	Choix des fonctions objectifs	167
5.2.3.2	Choix des facteurs d'influence	167
5.2.3.3	Description mathématique du modèle	172
5.2.3.4	Analyse des résultats	175
5.2.4	Bilan	184
5.3	Modèle $ETM^{al}M^{ec}$	185
5.3.1	Confrontation expériences / simulations	185

5.3.1.1	Comparaison des cinétiques thermiques dans l'électrode	185
5.3.1.2	Comparaison des cinétiques de formation du noyau	190
5.3.1.3	Comparaison du profil de l'indentation de la tôle à froid	190
5.3.2	Analyse des premiers résultats	193
5.3.2.1	Déformation de la face active de l'électrode	193
5.3.2.2	Analyse des pressions au contact électrode/tôle	194
5.3.2.3	Anomalies observées au niveau de la thermique	197
5.3.3	Bilan et perspectives	199
5.4	Conclusion	201
Conclusion Générale		203
Bibliographie		209
Annexes		217
A Modélisation du comportement des tôles en acier extra doux		219
A.1	Présentation de l'acier extra doux	221
A.2	Description des différents modèles	222
A.2.1	Modèle Electro-thermique	222
A.2.1.1	Equation électrocinétique	222
A.2.1.2	Equation de conduction thermique	222
A.2.1.3	Couplage fort entre les phénomènes électrique et thermique	222
A.2.2	Modèle Métallurgique des tôles	223
A.2.3	Modèle Mécanique des tôles	223
A.3	Propriétés thermo-physiques et thermo-mécaniques de l'acier doux	226
A.4	Paramètres des cinétiques de transformations métallurgiques	231
A.4.1	Transformation ferrite → austénite [Sibilia, 2003]	231
A.4.2	Transformation martensite → austénite [Sibilia, 2003]	231
A.4.3	Transformation martensitique	231
B Comparaison des modèles métallurgiques JMAK et Myhr et Grong		233
B.1	Introduction	235
B.2	Modèle Myhr et Grong	235
B.3	Rappels sur le modèle JMAK	238
B.4	Comparaison et validation des deux modèles métallurgiques	239
C Comparaison des techniques de mesures de dureté		245
C.1	Introduction	247
C.2	microdureté Vickers	247
C.3	Nanoindentation	247
C.4	Calcul de la fraction de phase adoucie	247
D Identification de la loi de comportement EVP simplifié		253
D.1	Introduction	255
D.2	Base de données expérimentales	255
D.3	Identification du modèle EVP simplifié	255

Introduction Générale

Le soudage par point est un procédé couramment utilisé dans l'industrie automobile pour assembler les tôles minces en acier constituant la carrosserie des véhicules en utilisant l'effet Joule. Pour réaliser un point de soudure, deux électrodes comprimant les tôles sont traversées par un courant électrique de forte intensité qui vient créer un noyau fondu à l'interface tôle-tôle (T/T).

Le rôle des électrodes est essentiel dans ce procédé puisqu'elles doivent à la fois transmettre l'effort, conduire le courant vers les tôles et participer à l'évacuation du surplus de chaleur de la zone soudée. Aussi, le matériau constitutif des électrodes doit posséder une conductivité électrique et thermique élevée ainsi qu'une résistance à la déformation à chaud suffisante. Les électrodes de soudage sont ainsi typiquement fabriquées en alliage de cuivre à durcissement structural (ou à dispersion d'oxydes). Pour éviter leur surchauffe, elles sont refroidies par une circulation d'eau interne. En France, les tôles d'aciers pour l'automobile sont principalement soudées à l'aide d'électrodes en alliage cuivre-chrome-zirconium (CuCr1Zr).

La durée de vie des électrodes est un des enjeux essentiels du procédé et dépend de plusieurs paramètres tels que le courant de soudage, le refroidissement par eau des électrodes, la durée du cycle de soudage et l'état métallurgique du matériau... Lors de l'assemblage de tôles, les sollicitations thermo-mécaniques cycliques associées à l'accumulation des points de soudage dégradent progressivement les électrodes. Une paire d'électrodes va pouvoir réaliser plusieurs milliers de points de soudage mais sa surface active devra être rodée après quelques centaines de points. Pour alléger les carrosseries, de nouvelles familles d'aciers à haute ou très haute limite d'élasticité sont introduites dans la fabrication des caisses en blanc des véhicules. Pour garantir la longévité des véhicules, les tôles sont systématiquement galvanisées (dépôt d'une couche de zinc de 10 micromètres). Il apparaît que ces facteurs réduisent fortement la durée de vie des électrodes qui devient alors un paramètre limitant de ce procédé. Les mécanismes de dégradation sont complexes et font intervenir l'adoucissement de l'alliage (lié à son état de précipitation initial), la fatigue thermo-mécanique, la contamination par le zinc et l'érosion associée. Ces différents modes de dégradation ont pour conséquence une diminution de la qualité des points soudés, un remplacement prématuré des électrodes et une usure accélérée des outils de rodage.

Pour contrer cette dégradation les industriels tentent d'optimiser les paramètres de soudage pour minimiser les températures atteintes dans les électrodes, incrémentent le courant de soudage pour compenser les déformations des faces actives et rodent les électrodes (avec un rodage deux fois plus fréquent sur tôles revêtues que sur tôles nues dans les usines PSA). Les électrodes sont enfin remplacées après une dizaine de rodages.

Néanmoins en pratique, la prédiction de la durée de vie des électrodes reste un problème récurrent. Cette étude s'attache donc à une meilleure compréhension des mécanismes de dégradation des électrodes en CuCr1Zr en utilisant la modélisation numérique comme un outil permettant notamment d'évaluer la contribution respective des principaux paramètres contrôlant la durée de vie de l'électrode et plus particulièrement d'étudier l'influence des paramètres de soudage. La difficulté provient, d'une part, du caractère multi-physique fortement couplé du problème et, d'autre part, de l'aspect cyclique lié à la répétition des points soudés. Le développement d'un modèle couplé thermique-électrique-métallurgique-mécanique qui décrive la détérioration séquentielle des électrodes sans pour autant mener à des simulations trop pé-

nalisantes en terme de temps de calcul est donc un point particulièrement délicat qui est abordé dans ce travail. Une approche expérimentale complémentaire (essais de soudage et caractérisation du matériau en conditions de vieillissement) est par ailleurs mise à profit pour mettre au point la modélisation, valider les calculs et enrichir l'analyse des résultats issus des simulations. Cette étude a été menée en collaboration avec le constructeur automobile PSA Peugeot Citroën et le producteur d'alliages cuivreux Le Bronze Industriel. Elle a bénéficié par ailleurs du soutien financier de la Région Bretagne (bourse ARED ELECSOUD).

Le manuscrit est organisé en cinq chapitres. Le premier est une revue bibliographique qui détaille le procédé de soudage par point. Les phénomènes physiques fortement couplés qui gouvernent le procédé y sont présentés. Un paragraphe est dédié ensuite au vieillissement des électrodes, à leurs différents modes de dégradation et aux solutions répertoriées dans la littérature afin de prolonger leur durée de vie. Enfin un bilan des modèles numériques existant pour la simulation de ce procédé est effectué, notamment sur la modélisation de la dégradation des électrodes lors d'une opération de soudage.

Le chapitre 2 est dédié à la caractérisation des propriétés physiques et du comportement thermo-mécanique de l'alliage CuCr1Zr dans le but d'alimenter les bases de données pour la simulation numérique. Dans un premier temps, le matériau de l'étude est décrit à travers sa composition chimique et son mode d'élaboration. Puis sont présentées les techniques de caractérisation (microscopie optique, microscopie électronique à balayage, micro et nano-dureté) utilisées pour étudier les évolutions microstructurales avec la température. Sur la base d'essais mécaniques à chaud sur machine Gleeble, le comportement thermo-mécanique de l'alliage est caractérisé. Les méthodes de mesures de propriétés thermo-physiques (conductivité électrique, diffusivité thermique, ...) sont détaillées et les résultats obtenus sont analysés. Une étude de l'influence de la dégradation des faces actives des électrodes sur les résistances de contact aux interfaces Electrode/Tôle (E/T) est conduite à partir de mesures ex-situ sur un dispositif spécifique.

Le chapitre 3 porte sur l'étude expérimentale du comportement des électrodes en CuCr1Zr en conditions de soudage. Pour ces essais de soudage plusieurs configurations et conditions de soudage sont considérées afin d'apporter des éléments à la compréhension des modes de dégradation des électrodes. On s'intéresse ici plus particulièrement aux conséquences de l'adoucissement de l'alliage sur la déformation du profil des faces actives. Pour obtenir ces informations certains jeux d'électrodes sont instrumentés avec des micro-capteurs de température pour relever les cinétiques thermiques in-situ dans des zones proches de la face active de l'électrode, tout en minimisant leur caractère intrusif. Une expertise des électrodes est réalisée a posteriori à travers une étude profilométrique des faces actives et des filiations de dureté sur l'axe. Pour certains assemblages la cinétique de développement du noyau est établie à partir de coupes macrographiques. Enfin l'influence des paramètres procédés tels que le débit d'eau de refroidissement et la cadence de soudage a aussi été analysée.

Le chapitre 4 expose les modèles développés pour simuler numériquement la dégradation des électrodes. L'adoucissement du CuCr1Zr avec l'accumulation des points soudés est pris en compte. Par contre les mécanismes de dégradation associés à la diffusion du zinc dans les électrodes ne sont pas modélisés. Pour répondre à la nécessité de simuler numériquement l'enchaînement de plusieurs points de soudage tout en évitant des temps de calcul prohibitifs,

deux modèles sont utilisés :

- un modèle électro-thermo-métallurgique (ETM^{al}) pour étudier l'influence des paramètres du procédé de soudage (cadence) et des conditions aux limites (refroidissement par eau, contacts avec les tôles) sur les niveaux de température et les gradients thermiques dans les électrodes
- un modèle électro-thermo-métallurgique-mécanique ($ETM^{al}M^{ec}$) pour calculer les déformations dans l'électrode en tenant compte du vieillissement au cours d'une séquence de soudage.

Le chapitre 5 présente les résultats des simulations numériques effectuées avec les deux modèles. Le modèle ETM^{al} qui repose sur l'hypothèse simplificatrice d'un rayon de contact Electrode / Tôle constant, est tout d'abord employé pour effectuer une analyse de sensibilité sur certaines grandeurs (conductivités électrique et thermique ainsi que résistance de contact électrique) qui alimentent la base de données pour les simulations. Le modèle est ensuite utilisé dans le cadre d'un plan d'expérience numérique afin d'étudier l'influence de plusieurs paramètres opératoires sur les températures et le vieillissement des électrodes. Le modèle $ETM^{al}M^{ec}$, qui à ce jour pose certaines difficultés numériques, ne permet pas de simuler un nombre de points de soudure suffisant pour obtenir les informations attendues en terme de déformation de la surface active des électrodes. Néanmoins les résultats sont comparés avec les essais de soudage au plan thermique. Par ailleurs une analyse des déformations en face active est effectuée ainsi qu'une analyse des pressions au contact Electrode / Tôle. Un bilan des difficultés numériques rencontrées dans le développement de ce modèle est dressé et les pistes qui devraient permettre son amélioration sont présentées.

La conclusion de ce mémoire reprend les principaux résultats obtenus et ouvre sur les perspectives d'évolution des modèles numériques développés, et sur leur utilisation potentielle pour optimiser le procédé afin de limiter le vieillissement des électrodes.

Chapitre 1

Contexte de l'étude, Problématiques industrielle et scientifique

1.1 Introduction

Ce chapitre décrit le procédé de soudage par résistance par point. Les phénomènes physiques fortement couplés qui sont à l'origine de la formation des points soudés sont présentés. L'accent est mis ensuite sur le vieillissement des électrodes, leurs différents modes de dégradation et les nombreuses solutions répertoriées dans la littérature afin de prolonger leur durée de vie. Enfin un état de l'art des modèles numériques développés pour la simulation de ce procédé est réalisé. Une attention particulière est portée aux travaux sur la modélisation de la dégradation des électrodes lors d'une opération de soudage.

1.2 Le soudage par résistance par point

C'est en 1877 que Thomson découvre le principe du soudage par résistance. Il utilise l'effet Joule comme source de chaleur pour porter les pièces à souder à leur température de fusion [Zhang and Senkara, CRC Press, 2006]. Il s'agit d'une soudure sans apport de matière (soudure autogène). D'autres procédés utilisent ce mode de chauffage, tels que le soudage à la molette ou encore le soudage par bossage. Le soudage par point commence à être industrialisé par l'industrie automobile dès les années 1930. Aujourd'hui, c'est encore dans ce secteur qu'il est le plus utilisé pour assembler plusieurs tôles minces en acier. Il permet aussi de souder des tôles en aluminium. Cette méthode d'assemblage présente plusieurs avantages comme son faible coût, sa fiabilité et la possibilité d'être automatisée (robot de soudage). Néanmoins le soudage par point, mettant en jeu de nombreux phénomènes physiques qui rendent ce procédé complexe à analyser, fait encore aujourd'hui l'objet de nombreuses recherches.

1.2.1 Principe

Ce procédé permet d'assembler deux ou plusieurs tôles fines grâce à un courant électrique I de forte intensité qui traverse un assemblage de résistance électrique R et qui génère de la chaleur par effet Joule. La quantité d'énergie Q mise en jeu est la suivante :

$$Q = \int_{t_0}^{t_0 + \Delta t_s} R.I^2.dt \quad (1.1)$$

Un cycle de soudage d'un point se décompose en quatre phases (figure 1.1) :

- **l'accostage** : les électrodes viennent comprimer les tôles à souder sous un effort programmé.
- **le soudage** : un courant de forte intensité traverse l'assemblage pendant une durée Δt_s et provoque une fusion locale (interface tôle/tôle) des tôles à assembler. L'effort est maintenu lors de cette phase.
- **le forgeage** : le courant est coupé et l'effort est maintenu pour une durée équivalente à celle du soudage. Cette phase permet de solidifier puis refroidir rapidement le noyau dans un espace confiné.

- **la séparation** : Pendant que les électrodes s'écartent, le noyau continue de se refroidir. Les électrodes sont opérationnelles pour réaliser le point suivant.

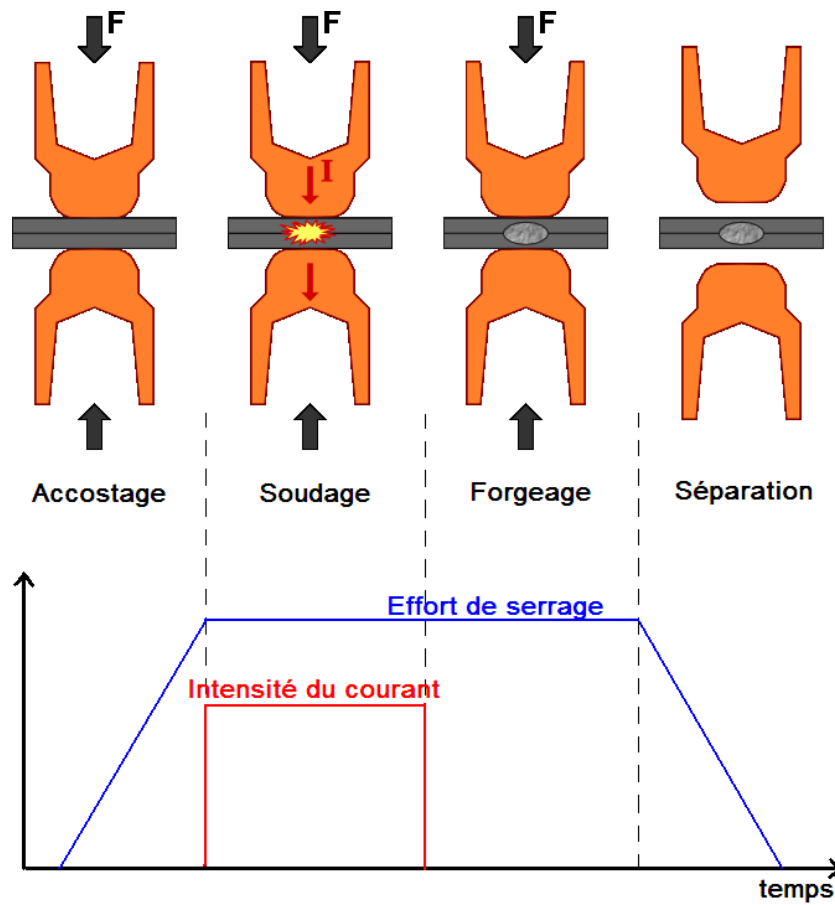


FIGURE 1.1 – Principe du soudage par point.

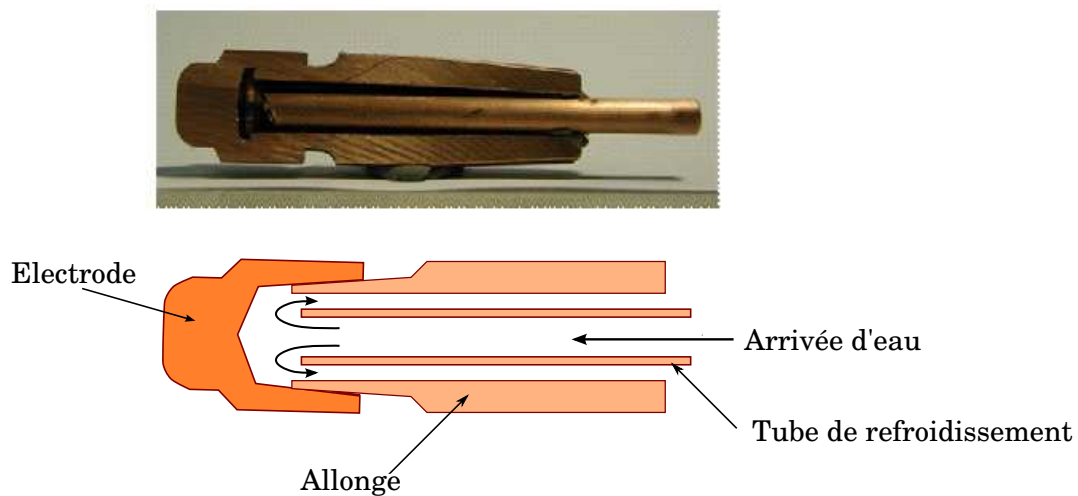


FIGURE 1.2 – Photo et schéma du circuit de refroidissement d'une électrode [Lety et al., 2007].

Pour éviter leur surchauffe, les électrodes sont refroidies par une circulation d'eau interne (figure 1.2).

1.2.2 Paramètres du procédé

Au cours d'une séquence de soudage, cinq paramètres opératoires interviennent :

1. **l'effort de serrage F** : il est appliqué avant, pendant et après le passage du courant. La valeur de l'effort, généralement comprise entre 2 et 3kN, dépend essentiellement des caractéristiques mécaniques et de l'épaisseur des tôles.
2. **le courant de soudage I** : il dépend de la nature et de l'épaisseur des tôles. Typiquement, le courant est alternatif monophasé de fréquence 50Hz et l'intensité efficace varie de 8 à 15kA.
3. **la durée de soudage Δt_s** : ce paramètre est aussi lié aux propriétés des tôles, il est habituellement compris entre 140 et 300ms.
4. **la durée de forgeage Δt_f** : elle est du même ordre de grandeur que la durée de soudage.
5. **la cadence** : ce paramètre correspond au nombre de points réalisés en une minute. Cette valeur peut aller d'une dizaine de points par minute jusqu'à une cinquantaine.

1.2.3 Formation d'un point soudé

1.2.3.1 Description d'un point soudé

Suite à un cycle de soudage, un des moyens d'analyser les noyaux formés est de réaliser une coupe métallographique. Un exemple de point soudé sur tôles d'acier est présenté figure 1.3 . Différentes zones sont observées :

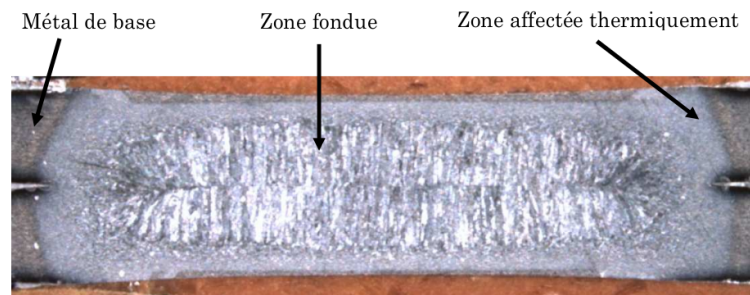


FIGURE 1.3 – Exemple de la microstructure d'un point soudé sur tôles d'acier [Raoelison, 2010].

- une **zone fondue (ZF)** qui représente la zone où l'acier a dépassé sa température de fusion. La microstructure après refroidissement est de type colonnaire ou basaltique.

- une **zone affectée thermiquement (ZAT)** qui subit des transformations de phases et/ou de la recristallisation à l'état solide liées au gradient thermique apparaissant entre la ZF et le métal de base.
- le **métal de base (MB)** qui ne subit pas de transformation structurale compte tenu des faibles niveaux de températures atteints.

1.2.3.2 Phénomènes physiques mis en jeu lors de la formation du noyau

Pour expliquer la formation des points soudés lors du soudage par point, il est nécessaire de considérer de nombreux phénomènes physiques qui sont fortement couplés.

1. Phénomènes électriques :

Dans le cadre de cette étude, un courant alternatif de 50 Hz est utilisé, mais d'autres formes de courant peuvent être choisies. Le courant alternatif qui circule dans l'assemblage provoque la fusion des tôles au niveau du contact tôle-tôle (T/T). Ici, c'est l'effet Joule qui produit principalement la quantité de chaleur nécessaire à la formation du point soudé. Dans l'assemblage, les lignes de courant sont guidées par les surfaces de contact entre les électrodes et les tôles. Il faut noter que ces surfaces s'élargissent au cours de la phase de soudage et donc la densité de courant au niveau de l'interface électrode-tôle (E/T) diminue.

Cet assemblage est équivalent à la somme de résistances en série qui sont de deux types (figure 1.4) :

- **les résistances ohmiques des matériaux** : elles augmentent avec la température au cours d'un cycle de soudage pour les électrodes et les tôles.
- **les résistances de contact électrique** : elles sont issues des imperfections géométriques au niveau des contacts T/T et E/T. Ces imperfections provoquent des phénomènes de constriction de courant qui engendrent de fortes résistances de contact dans les premiers instants d'un cycle soudage. Celles-ci chutent rapidement avec la température. Il faut noter aussi que les valeurs de résistances de contact sont plus élevées au niveau de l'interface T/T et initient l'échauffement de l'assemblage [Sibilia, 2003], [Thieblemont, 1992].

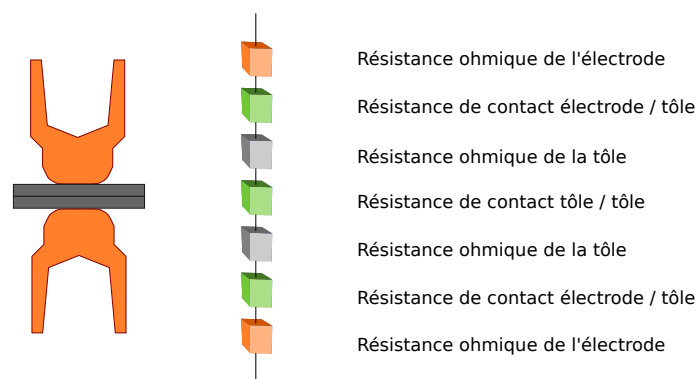


FIGURE 1.4 – Circuit électrique équivalent.

2. Phénomènes thermiques :

Pour ce procédé, c'est la diffusion thermique dans l'assemblage qui est mise en jeu. La chaleur produite dans les tôles diffuse, d'une part, vers les électrodes par les bords des interfaces E/T qui forment une barrière thermique. D'autre part elle diffuse également par effet d'ailette au travers de la masse des tôles. Les propriétés thermiques des tôles dépendent de la température et des évolutions microstructurales. Au niveau des électrodes, les propriétés évoluent en fonction de la température. Leur dépendance avec les évolutions microstructurales reste à préciser.

Différents types d'échange ont lieu avec le milieu extérieur. D'une part, Sibilio [Sibilio, 2003] a montré que les échanges convectifs avec l'eau au niveau de l'électrode n'ont pas d'influence sur la formation du noyau. Par contre, les effets de ces échanges sur le vieillissement des électrodes feront l'objet d'une étude approfondie au cours de ce projet. D'autre part, les échanges convecto-radiatifs avec l'air ambiant n'ont pas d'influence sur la taille finale du noyau.

Enfin au niveau des interfaces, il existe aussi des résistances de contact thermique. A l'interface E/T, elles créent une barrière à la diffusion de la chaleur vers les électrodes qui favorise la génération de chaleur dans les tôles.

3. Phénomènes métallurgiques :

Les électrodes de soudage subissent un cyclage thermique et donc des excursions à haute température répétées. Au fur et à mesure des cycles, des transformations microstructurales ont lieu dans les électrodes. Ces transformations affectent les propriétés mécaniques et la face active des électrodes se déforme sous l'effet de la force de serrage.

De la même manière, les cycles de température induisent des transformations métallurgiques dans les tôles d'acier. Au niveau de la zone fondue, la température de fusion est atteinte en quelques dixièmes de seconde. Les durées de refroidissement sont du même ordre de grandeur. Ces cinétiques conduisent à la formation de martensite pour la plupart des aciers employés dans l'industrie automobile. La ZAT subit aussi des transformations à l'état solide. Au cours du chauffage, il se forme de l'austénite. Après refroidissement de nouvelles phases apparaissent telles que la ferrite, la bainite, la perlite ou encore la martensite. La nature des phases formées dépend de la durée de l'excursion à haute température et des vitesses de refroidissement. Ces phénomènes métallurgiques ont des conséquences sur les propriétés thermiques et mécaniques. En effet, chacune de ces phases possède des propriétés différentes. C'est donc la connaissance des proportions de chacune des phases et de leur distribution spatiale, qui permet d'identifier le comportement global des tôles.

4. Phénomènes mécaniques :

Un effort de forgeage est appliqué pour maintenir en place l'assemblage. Lors de cette étape, les températures atteintes diminuent fortement les caractéristiques mécaniques de l'acier, ce qui conduit à l'indentation progressive des électrodes dans les tôles. Les surfaces de contact E/T augmentent ainsi au cours d'une soudure. La densité de courant est donc abaissée.

Par ailleurs, l'enchaînement des points soudés dégrade progressivement l'extrémité des élec-

trodes de soudage. Les aires des surfaces de contact E/T s'élargissent également à cause de ce phénomène. Une paire d'électrodes va pouvoir réaliser plusieurs milliers de points mais son extrémité devra être rodée après quelques centaines de points.

1.2.4 Cas du soudage de tôles revêtues de zinc

Pour limiter les phénomènes de corrosion des aciers et donc prolonger la durée de vie des véhicules, les tôles d'acier sont revêtues de zinc. Les épaisseurs de zinc déposées sont d'une dizaine de micromètres. Différentes techniques permettent d'obtenir ces fines couches de revêtement :

- par **voie électrolytique**. Les tôles, appelées tôles électrozinguées, sont revêtues de zinc pur.
- par **immersion dans un bain de zinc fondu**. Ce procédé, appelé galvanisation, permet de déposer un revêtement de zinc qui contient de faibles quantités d'aluminium et de fer.
- par **galvanisation suivi d'un recuit**. Ces tôles, dites tôles galvalumeTM, sont galvanisées et ensuite subissent un recuit pour que le fer puisse diffuser dans le zinc.

Pour parvenir à souder ces tôles revêtues, il a fallu adapter les paramètres de soudage. En effet, les faibles propriétés mécaniques du zinc provoquent une chute des résistances de contact [Thieblemont, 1992], [Dupuy, 1998], [Raoelison, 2010]. Par ailleurs l'expulsion du zinc fondu à la périphérie de la zone de contact contribue par effet shunt à la diminution de la résistance électrique totale du système. Il favorise également l'accroissement des surfaces de contact E/T [Dupuy, 1998], [Sibilia, 2003], [Srikunwong, 2005]. Par conséquent il est nécessaire d'augmenter l'intensité du courant et/ou la durée de soudage pour obtenir des noyaux de taille suffisante. Ces nouveaux paramètres contribuent à dégrader les embouts de soudage plus rapidement.

1.2.5 Cas du soudage de tôles à très haute résistance

De nouvelles familles d'acier à très haute résistance (THR) sont de plus en plus utilisées dans le domaine automobile. Les aciers THR regroupent, entre autres, les aciers Dual Phase (DP) et les aciers TRansformation Induced Plasticity (TRIP). Ils possèdent des caractéristiques mécaniques élevées qui permettent de réduire l'épaisseur des tôles et donc d'alléger les véhicules.

Ces tôles en acier THR ont une résistivité électrique plus importante que les aciers classiques à cause de leur teneur élevée en éléments d'alliage. Ainsi pour parvenir à former des points soudés, il faut adapter les paramètres opératoires. De façon générale, l'effort de serrage est augmenté, de même que les durées de soudage et de forgeage [Dancette, 2009]. L'intensité de soudage doit être abaissée. La modification de ces paramètres est nécessaire lorsque ces tôles sont utilisées dans des assemblages dissymétriques. Pour des assemblages homogènes, il n'est pas nécessaire d'augmenter le temps de soudage.

1.2 Le soudage par résistance par point

Dans ces conditions les électrodes sont soumises plus longtemps à des températures élevées et à un effort plus important. Pour le soudage des tôles fines, le noyau fondu est plus proche de l'interface E/T et provoque une surchauffe des électrodes. L'ensemble de ces phénomènes favorise la dégradation rapide de la face active des embouts de soudage par rapport à des assemblages constitués de tôles plus épaisses.

1.3 Les électrodes de soudage par point

Les électrodes sont des éléments essentiels dans ce procédé de soudage. En effet elles doivent transmettre l'effort appliqué, conduire le courant électrique injecté dans l'assemblage et évacuer la chaleur produite par la formation du noyau. Par conséquent le matériau constituant les électrodes doit posséder des conductivités électrique et thermique élevées, mais aussi de bonnes propriétés mécaniques à haute température (résistance aux déformations à chaud).

Ce sont les alliages de cuivre, tels que les Cu-Cr, Cu-Zr et Cu-Cr-Zr, qui sont les plus souvent utilisés. L'ajout d'éléments d'alliages en petite quantité permet d'améliorer la tenue mécanique à chaud, tout en limitant la variation des caractéristiques électriques et thermiques.

Cette partie décrit, dans un premier temps, les différences constatées entre les cinétiques de dégradation des électrodes qui ont soudé des tôles revêtues ou non. Les différents modes de dégradation que peuvent subir ces électrodes suite à l'accumulation des cycles de soudage seront exposés. Par la suite, les principales techniques mises en œuvre afin d'améliorer la durée de vie des électrodes seront présentées.

1.3.1 Constat : la dégradation des électrodes

Au cours du soudage, les électrodes subissent un échauffement cyclique (Figure 1.5) qui provoque dans certains cas la détérioration rapide des électrodes. La vitesse de dégradation accrue des électrodes dans le cas du soudage de tôles galvanisées a été très largement constatée.

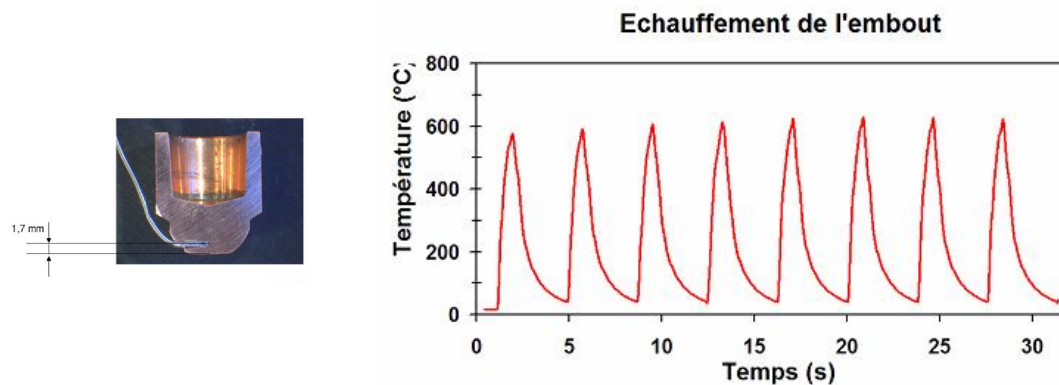


FIGURE 1.5 – Échauffement cyclique d'une électrode de soudage instrumentée en thermocouples [Lety et al., 2007].

En 1996, Holliday a réalisé plusieurs campagnes d'essais de soudage pour décrire plus précisément ces différences [Holliday et al., 1996]. Les deux types de tôles utilisées, nues ou galvanneal™, sont en acier doux. Le nombre de points soudés à effectuer est choisi pour être représentatif de la durée de vie d'un jeu d'électrodes lors du soudage de tôles galvanneal™, soit 5000 points soudés. Les paramètres de soudage sont identiques pour les deux configurations, sauf l'intensité de soudage qui doit être augmentée pour assembler les tôles galvanneal™.

1.3 Les électrodes de soudage par point

En cours de soudage, trois paramètres sont mesurés : la masse des électrodes, leur hauteur et le diamètre de la face active (diamètre de la zone en contact avec la tôle). Les évolutions du diamètre de la face active sont présentées en figure 1.6. Après soudage, l'augmentation est trois fois plus importante dans le cas des tôles galvannealTM que dans celui des tôles nues.

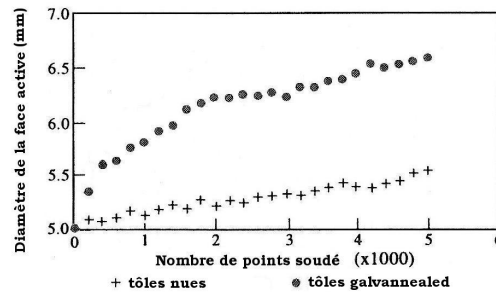


FIGURE 1.6 – Influence du revêtement de zinc sur l'évolution des diamètres de face active [Holliday et al., 1996].

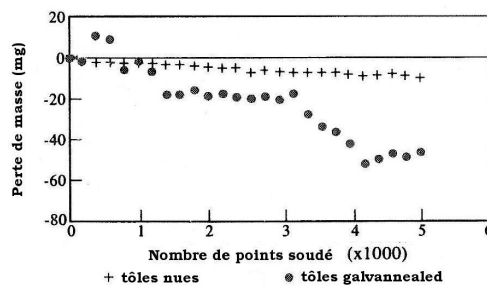


FIGURE 1.7 – Influence du revêtement de zinc sur la perte de masse des électrodes [Holliday et al., 1996].

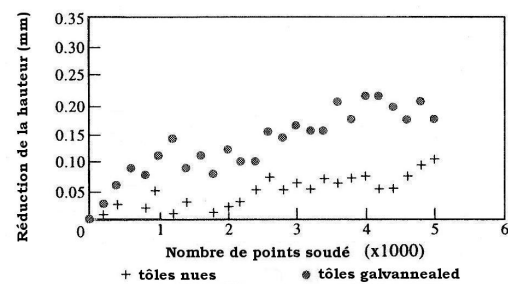


FIGURE 1.8 – Influence du revêtement de zinc sur la réduction de hauteur des électrodes [Holliday et al., 1996].

De la même manière après 5000 points soudés, les pertes de masse des électrodes (figure 1.7) ayant soudé les tôles revêtues sont cinq fois plus importantes.

La réduction de la hauteur des électrodes est illustrée en figure 1.8. Pour ces mesures, il y a une importante dispersion. Cette réduction se fait très lentement pour les deux aciers. Elle reste néanmoins plus importante dans le cas de tôles revêtues.

En conclusion, Holliday justifie l'élargissement rapide des surfaces de contact, pour le soudage de tôles galvannealTM, par :

- la réduction de la longueur des électrodes, liée à la perte de masse
- le dépôt de zinc à la périphérie de la face active.

Sibilia a aussi constaté une usure plus rapide des électrodes lors du soudage de tôles revêtues [Sibilia, 2003]. Des essais de soudage ont été effectués avec des tôles en acier extra-doux galvanisés (XSG) ou non (XES). Par la suite, des profils sont réalisés sur ces électrodes grâce à un profilomètre à palpeur mécanique. Après 300 points soudés, les profils mesurés sont très différents selon que l'on soude des tôles revêtues ou non (figure 1.9). En effet, pour un acier

XSG, le profil s'est fortement aplati. Cette différence peut provenir d'une part de l'adhésion du zinc sur le pourtour des électrodes. Une autre origine est d'autre part la dégradation thermomécanique accrue de l'embout compte tenu des intensités et de la durée de soudage plus élevées pour le soudage de tôles galvanisées qui conduisent à des températures plus importantes dans les électrodes. Les vitesses de détérioration des électrodes sont donc clairement plus élevées en présence de zinc. Cependant, la compréhension des mécanismes de dégradation n'est pas clairement établie.

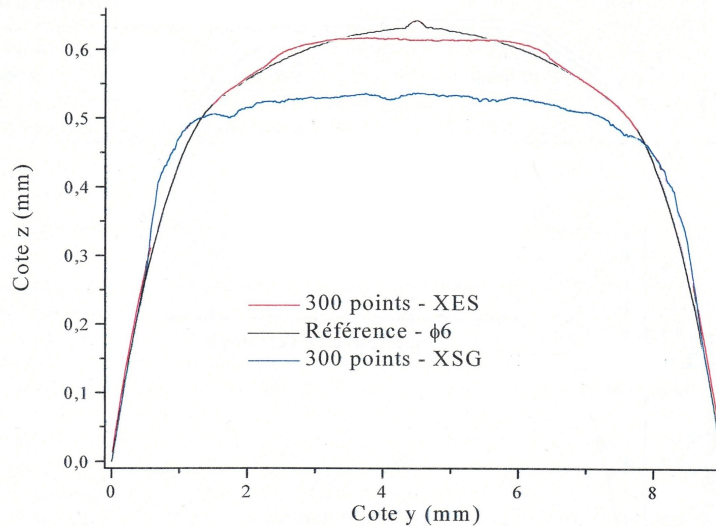


FIGURE 1.9 – Variation du profil avant et après soudage - comparaison entre tôles nues et revêtues, d'après [Sibilia, 2003].

1.3.2 Modes de dégradation

De nombreuses études se proposent de comprendre et décrire les différents mécanismes de dégradation que peuvent subir les électrodes [Dupuy, 1998], [Holliday et al., 1996], [Tanaka et al., 1987], [Eagar, 1992], [Holliday et al., 1995], [Parker et al., 1998], [De et al., 2000], [Chan, 2005], [Kondo et al., 2010].

Ces auteurs sont en accord sur un point. La dégradation rapide de la surface de l'électrode est provoquée par une combinaison d'effets mécaniques et thermiques. Deux modes principaux de dégradation sont communément admis :

- La fusion du revêtement de zinc favorise les phénomènes d'inter-diffusion cuivre-zinc et conduit au laitonnage des électrodes. Les laitons formés favorisent le collage occasionnel des électrodes et la perte de matière lors de leur remontée. Le zinc fondu expulsé s'accumule par ailleurs à la périphérie de la zone de contact. Enfin la fusion et la vaporisation du zinc conduisent souvent à des "flashes" à l'interface E/T.
- L'échauffement en surface d'électrode adoucit le matériau (recristallisation, dissolution / coalescence des précipités, chute des propriétés mécaniques à chaud) et accélère la défor-

1.3 Les électrodes de soudage par point

mation plastique (“champignonnage”) de la zone proche de la face active par accumulation cyclique des efforts.

L'ensemble de ces phénomènes conduit à l'augmentation des surfaces de contact E/T . La densité de courant peut diminuer jusqu'à être insuffisante pour former un noyau fondu. Il est donc nécessaire d'augmenter l'intensité du courant pour compenser cet élargissement.

1.3.2.1 La diffusion du zinc dans l'alliage de cuivre

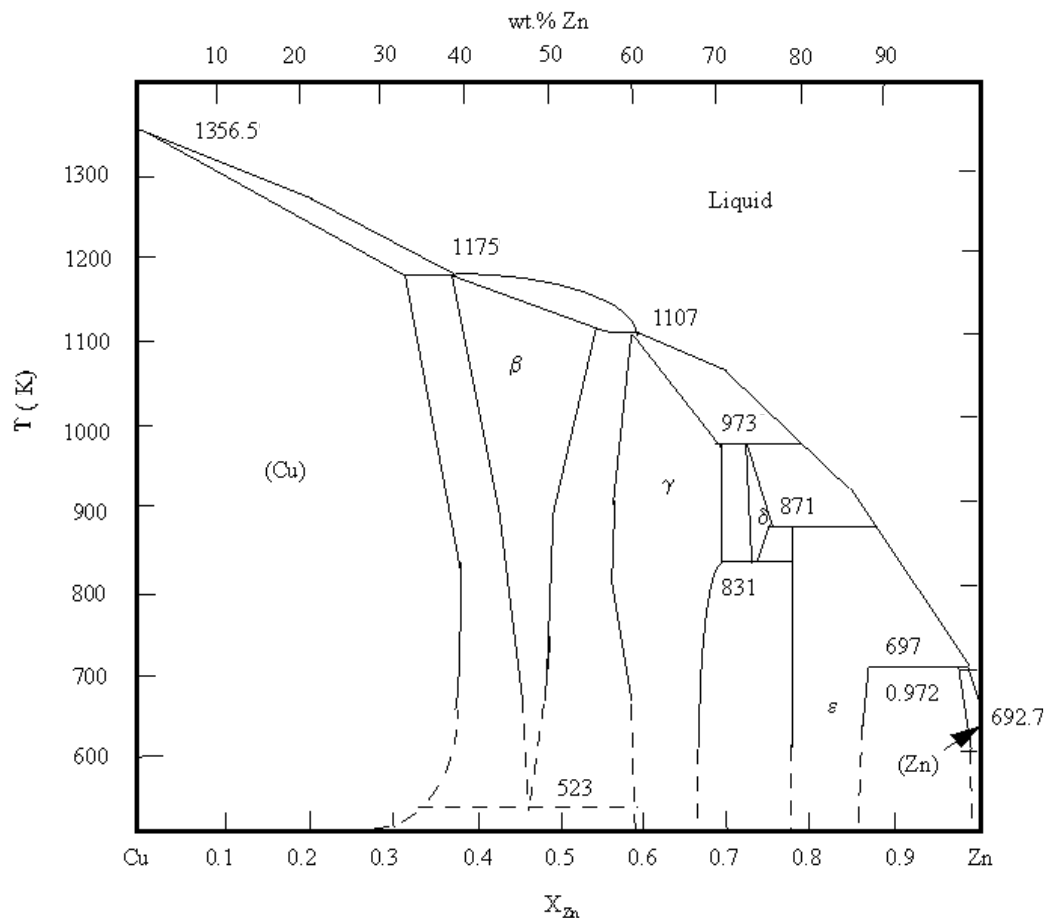


FIGURE 1.10 – Diagramme de phase cuivre-zinc.

Le zinc présent sur les tôles peut diffuser dans le cuivre et former différentes couches de laitons à la surface d'une électrode. La température de fusion du zinc de 420°C est très rapidement dépassée lors d'un cycle de soudage. Babu a constaté que les vitesses de diffusion du zinc liquide dans le cuivre sont 500 fois plus élevées que lors de la diffusion à l'état solide [Babu et al., 2001].

Le diagramme de phase (figure 1.10) présente quatre phases intermédiaires : les laitons β , γ , δ et ϵ . La solubilité maximale du zinc dans le cuivre est de près de $40\% \text{mass.}$, alors que celle du cuivre dans le zinc est de seulement quelques pourcents (environ $3\% \text{mass.}$).

Le laiton β (CuZn), qui est de la couleur jaune, présente une structure cubique centrée et contient environ 45%*mass.* de zinc. Le composé défini γ (Cu_5Zn_8) qui est composé d'environ 65%*mass.* de zinc a une structure cristallographique complexe avec 52 atomes par maille qui le rend fragile ([Dupuy, 1998], [Chan, 2005]). Le laiton δ présente une structure cubique centrée et n'existe seulement qu'entre 560 et 700°C. Le laiton ϵ possède une structure hexagonale.

La figure 1.11 montre le positionnement des différents laitons observés en surface d'une électrode. Les phases β et γ se forment le plus souvent [Dupuy, 1998], [Chan, 2005]. Cependant Tanaka [Tanaka et al., 1987] a parfois observé la présence de laiton ϵ , ainsi que celle d'oxydes de fer.

Dupuy a travaillé sur la dégradation des électrodes dans le cas de tôles zinguées. Les différentes couches de laiton créées croissent par diffusion avec l'accumulation du nombre de cycles, mais l'épaisseur formée peut aussi diminuer. En effet, Dupuy [Dupuy, 1998], ainsi que Tanaka [Tanaka et al., 1987] et Athi [Athi et al., 2009], ont observé que le laiton γ est fragile. Il peut se fissurer et rester collé sur les tôles lors de la phase de séparation des électrodes et des tôles après soudage (figure 1.12).

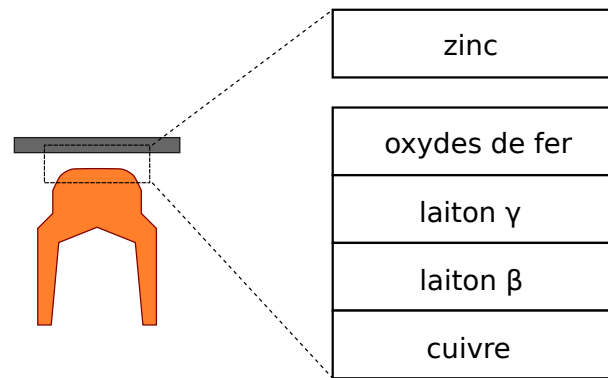


FIGURE 1.11 – Structure des couches de réaction à l'interface E/T.



FIGURE 1.12 – Présence de laiton sur la zone indentée d'un point soudé - tôle galvanisée [Athi et al., 2009].

Cette perte de matière contribue à l'érosion progressive de l'électrode et donc à une rédu-

tion de la hauteur des embouts. Cette érosion continue des électrodes au cours du soudage, provoque un accroissement de leur diamètre. Les vitesses auxquelles les surfaces de contact augmentent sont fonction de la géométrie des électrodes (figure 1.13). Les électrodes dont l'extrémité est en forme de dôme (hémisphérique ou convexe) subissent très fortement cette croissance. Pour les électrodes tronconiques, les évolutions des diamètres et donc des surfaces de contact sont nettement plus lentes pour une même hauteur d'érosion que dans le cas des électrodes hémisphériques. [Holliday et al., 1996], [Parker et al., 1998], [Gedeon and Eagar, 1986a], [Gedeon and Eagar, 1986b].

L'augmentation des surfaces de contact est aussi liée au phénomène d'extrusion du matériau du centre de la face active vers la périphérie de celle-ci. La phase β , qui est ductile, est particulièrement sensible à ce phénomène. Le laiton β est alors repoussé sur le pourtour des électrodes et forme des collerettes ("wings") comme on peut le voir sur la micrographie 1.14. Dupuy a remarqué que cette collerette contenait aussi du laiton γ . Il explique la présence de ce laiton, qui est pourtant fragile, par le phénomène suivant : la phase β qui s'est dans un premier temps extrudée, s'est ensuite enrichie en zinc au contact de la tôle pour former du laiton γ .

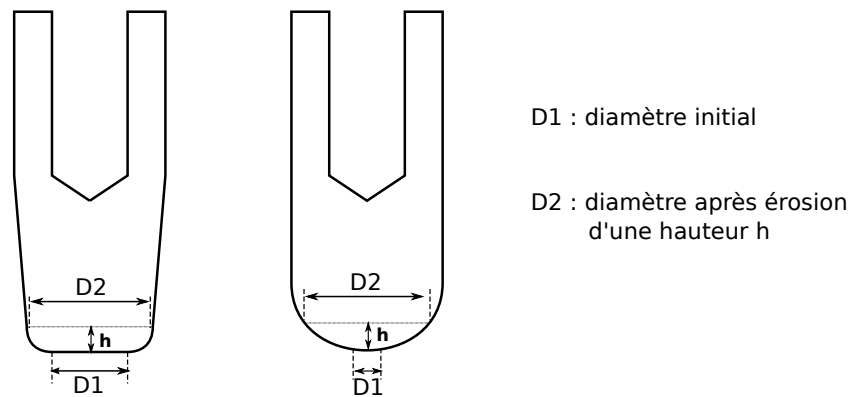


FIGURE 1.13 – Diamètres des surfaces de contact pour a) une électrode tronconique et b) une électrode hémisphérique.

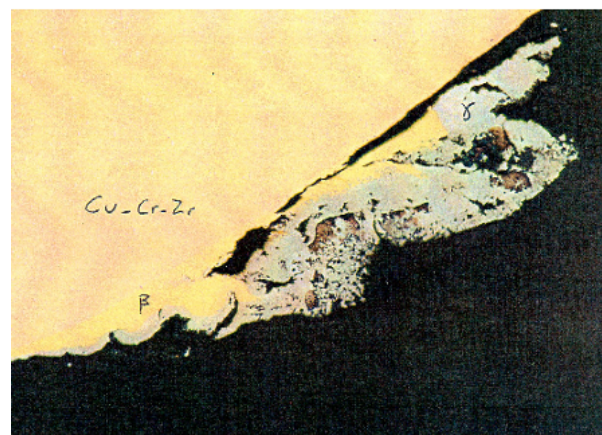


FIGURE 1.14 – Exemple de collerette - tôle électrozinguée [Dupuy, 1998].

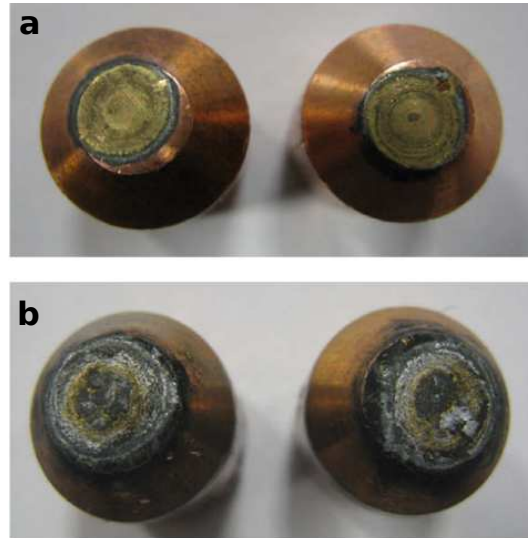


FIGURE 1.15 – Exemple d’électrodes dégradées après : a) 1 point soudé, b) 300 points soudés [Athi et al., 2009].

Dupuy et Athi ont également mis en évidence la formation d’intermétalliques de fer et de zinc en surface de l’électrode, ainsi que des oxydes de zinc. Ces éléments, très résistifs, peuvent altérer le passage du courant et créer localement des points chauds.

Athi montre que le zinc commence à diffuser dans les électrodes dès le premier point soudé [Athi et al., 2009]. La figure *a*)-1.15 présente un jeu d’électrodes utilisé pour réaliser un point soudé sur des tôles galvanisées, on y voit clairement la présence de laiton de couleur jaune. La formation d’oxydes, d’intermétalliques et de cratères se fait plus lentement et ceux-ci sont nettement visibles après 300 points soudés (figure *b*)-1.15). Ces cratères sont généralement localisés au centre de la face active qui est aussi le lieu où les températures maximales sont atteintes [Dupuy, 1998].

Dupuy a démontré que les cinétiques de détérioration des embouts de soudage dépendent de la composition du revêtement des tôles. Trois revêtements ont été testés : le galvanisé, le galvalumeTM et l’électrozingué. Les résultats indiquent que lors du soudage des tôles galvanisées et électrozinguées, les cinétiques de dégradation sont plus rapides que pour l’assemblage de tôles galvalumeTM.

Dupuy conclut que l’usure d’une électrode se manifeste par un élargissement et l’érosion de sa face active. Holliday ajoute que l’adoucissement, ainsi que la recristallisation de l’alliage de cuivre en surface sont des phénomènes qui participent également à la dégradation [Holliday et al., 1996]. En ce qui concerne ce dernier phénomène, Parker [Parker et al., 1998] avance que la recristallisation ne se produit que très ponctuellement et serait provoquée par les points chauds en surface de l’électrode.

1.3.2.2 L'adoucissement de l'alliage de cuivre

Au cours du soudage, les électrodes subissent un échauffement cyclique (Figure 1.5) qui provoque un adoucissement. Les zones les plus sollicitées thermiquement sont situées en proximité de l'interface électrode/tôle. Elles subissent des transformations microstructurales liées aux phénomènes de dissolution des précipités et de mûrissement d'Ostwald (souvent appelé à tort coalescence, mécanismes décrits à la section 2.4).

Ces phénomènes entraînent une diminution des propriétés mécaniques du matériau. En effet, après soudage de nombreux auteurs ont constaté que la dureté à l'extrémité des électrodes en alliages de cuivre pouvait être divisée par deux [Parker et al., 1998], [De et al., 2000], [Babu et al., Chicago, Illinois, 2004], [Chan, 2005], [Dong and Zhou, 2003].

Parker [Parker et al., 1998] a réalisé des essais de soudage avec des électrodes en CuCrZr. Il a effectué des mesures de micro-dureté Vickers pour suivre l'adoucissement du matériau avec le nombre de points soudés (figure 1.16). La dureté du matériau décroît progressivement. Cette diminution étant plus importante au fur et à mesure que l'on se rapproche de la face active de l'électrode. L'examen des électrodes indique qu'elles s'adoucissent dès les premiers points soudés. L'adoucissement se stabilise aux environs du centième point. Parker explique que la perte de dureté des électrodes est due au sur-revenu que subit le matériau suite à l'accumulation des cycles thermiques et aux phénomènes de restauration. Les électrodes sont fortement écrouies par le procédé de mise en forme. Le processus de restauration du matériau provoque des changements de propriétés sans pour autant en modifier la microstructure. Dans ce cas, il se produit quelques réarrangements de dislocations, mais la densité de dislocations est peu susceptible d'être modifiée [Parker et al., 1998].

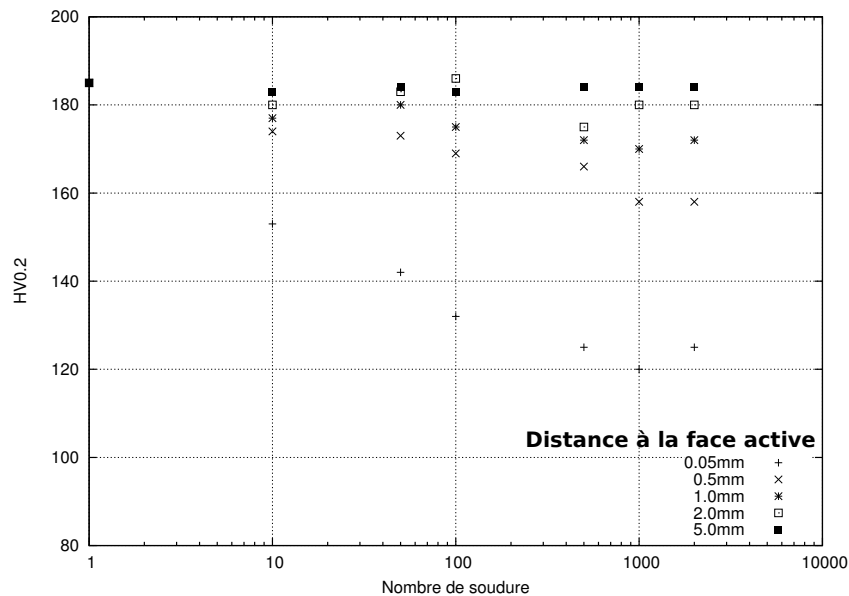


FIGURE 1.16 – Evolution de la dureté d'une électrode en fonction du nombre de points soudés d'après [Parker et al., 1998].

Dong et De, ont observé la formation de collerettes en face active des électrodes pour un

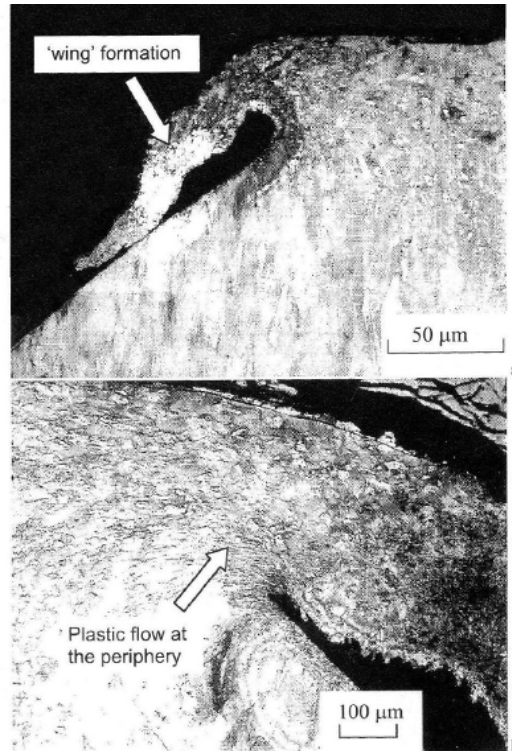


FIGURE 1.17 – Exemple de “champignonnage” [De et al., 2000].

assemblage de tôles nues. Ce bourrelet qui se forme est communément appelé “champignonnage” [Dong et al., 1998], [De et al., 2000].

Après avoir réalisé 50 points soudés, De a découpé, poli et attaqué les électrodes pour les observer en microscopie optique. La micrographie *a*) de la figure 1.17 présente une collerette (= wing) en périphérie d’une électrode. La micrographie *b*) montre l’écoulement plastique de l’alliage de cuivre vers les bords de l’électrode [De et al., 2000]. Dupuy avait observé ce phénomène au cours du soudage de tôles revêtues et les collerettes étaient constituées de laitons. Dans le cas présent, c’est le matériau constituant les électrodes qui est extrudé vers la périphérie des électrodes. Ce phénomène peut se produire aussi bien sur des tôles nues que revêtues. Le phénomène de “champignonnage” provoque l’augmentation de l’aire de la face active des électrodes.

1.3.2.3 Bilan

Pour conclure, seuls quelques auteurs ont étudié la possible contribution de l’adoucissement du matériau constituant les électrodes de soudage pour expliquer leur usure prématurée lors du soudage de tôles revêtues de zinc [Parker et al., 1998], [Dupuy, 1998], [Babu et al., Chicago, Illinois, 2004]. Certains travaux indiquent que l’adoucissement ne joue qu’un rôle secondaire dans les mécanismes de dégradation, contrairement au phénomène de laitonnage qui lui a un rôle prépondérant [Dupuy, 1998]. Cependant à ce jour, les mécanismes de détérioration des électrodes et leurs contributions relatives ne sont pas encore parfaitement décrits.

Finalement, l'ensemble des mécanismes de vieillissement tend à déformer et à augmenter les surfaces de contact E/T . Cela n'est pas sans conséquence sur les paramètres de soudage permettant d'assurer la formation d'un noyau fondu.

En effet, pendant la phase de soudage l'intensité du courant I pour un assemblage donné est directement liée au profil de la face active des électrodes. Avec des jeux d'électrodes neuves à face active convexe le courant est minimal. Au fur et à mesure des points, les électrodes s'usent et s'aplatissent, l'intensité du courant est alors augmentée pour conserver l'énergie injectée dans l'assemblage.

La courbe d'incrémentation du courant qui est programmée sur les machines de soudage permet de compenser l'usure des faces actives des électrodes jusqu'à l'étape de rodage (figure 1.18). Cette étape de rodage redonne à la face active de l'électrode sa forme initiale et permet d'enlever tous les oxydes et inter-métalliques qui se sont formés en surface. Néanmoins cet usinage ne retire pas totalement la matière adoucie ce qui pose des problèmes de qualité du noyau pour la première dizaine de points soudés après cette étape.

1.3.3 Remèdes proposés pour limiter la dégradation

Pour ralentir les phénomènes de dégradation des électrodes, des travaux ont été entrepris sur les améliorations à apporter aux embouts de soudage. Dans un premier temps, la géométrie des électrodes a été étudiée afin d'optimiser le refroidissement de la face active. Différents alliages de cuivre ont été testés pour limiter le laitonage et les déformations plastiques des électrodes. Plus récemment, plusieurs études ont porté sur des électrodes classiques mais revêtues pour

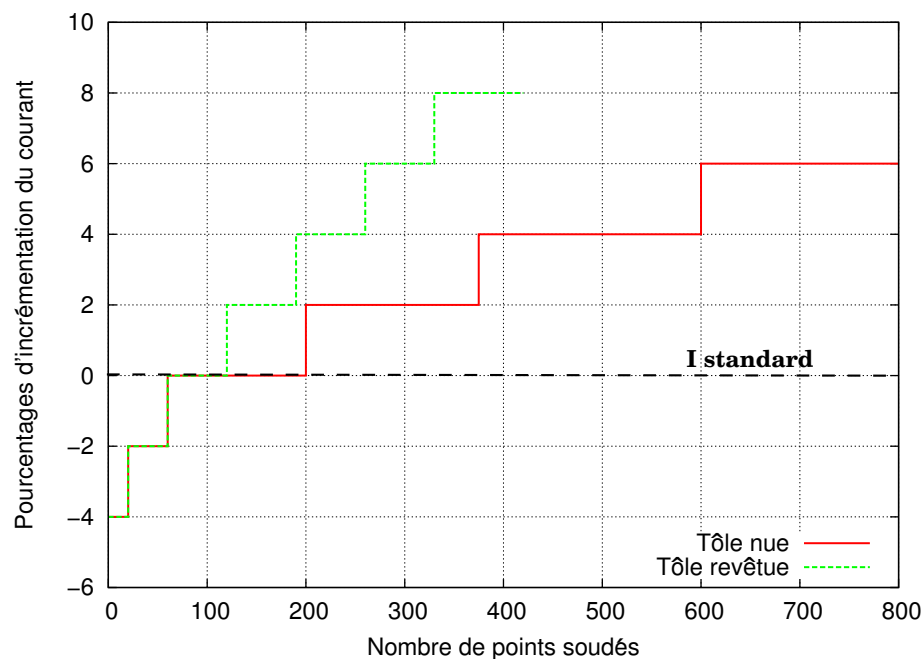


FIGURE 1.18 – Courbe d'incrémentation du courant [Nor, b].

créer une barrière à la diffusion du zinc dans le cuivre.

1.3.3.1 Géométrie des électrodes

Kim et Eagar ont constaté que la distance entre la face active de l'électrode et la surface en contact avec le système de refroidissement joue grandement sur les températures maximales observées dans les électrodes [Kim and Eagar, 1988]. Plusieurs essais de soudage sont réalisés avec des paramètres opératoires identiques. Seule la géométrie, en particulier la distance face active / face refroidie est modifiée. Lorsque cette distance est diminuée la température maximale atteinte dans l'électrode diminue également, mais augmente lorsque cette distance devient trop faible (figure 1.19).

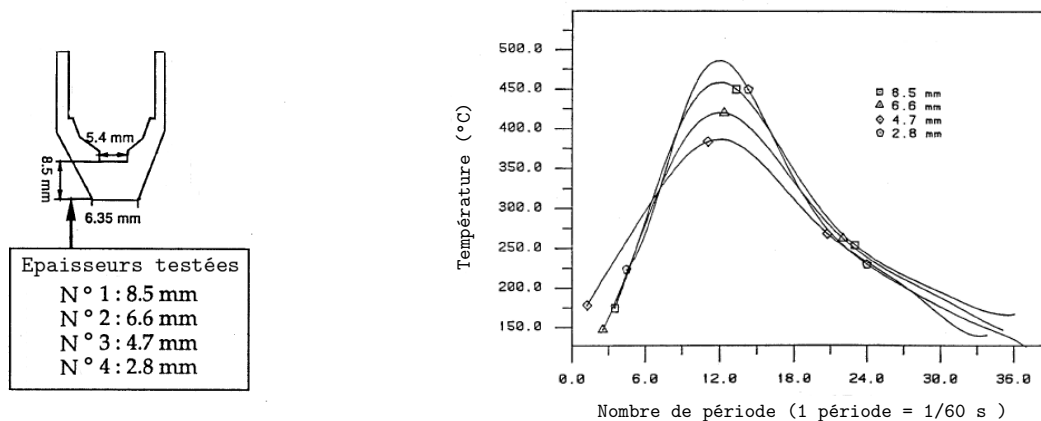


FIGURE 1.19 – Influence de la distance face active / face refroidie [Kim and Eagar, 1988].

Quand l'électrode est suffisamment épaisse, la température maximale de l'électrode est contrôlée par la conduction thermique. Mais lorsque la distance face active / face refroidie est très faible, c'est le phénomène de convection thermique au niveau de la surface en contact avec le système de refroidissement qui contrôle la température maximale des électrodes. Il existe donc une distance optimale afin de minimiser la température des électrodes.

Bowers et al. ont travaillé sur l'angle θ du cône d'électrodes tronconiques représentées en figure 1.20. Ils ont observé que plus cet angle est grand, i.e. quand on se rapproche d'une électrode parfaitement cylindrique, plus la durée de vie des électrodes augmente [Bowers et al., 1990]. Une électrode tronconique avec un angle de 15° peut réaliser jusqu'à 750 points soudés, alors qu'une électrode avec un angle de 60° soude 900 points de bonne qualité. De même que Bowers, Chan recommande l'utilisation d'électrodes tronconiques avec un angle compris entre 60° et 90° [Chan, 2005].

Lay a réalisé une étude sur le dimensionnement du système de refroidissement [Lai et al., 2009]. Notamment sur le diamètre du tuyau d'arrivée d'eau et son positionnement par rapport à la surface de l'embout en contact avec l'eau. Il montre que le refroidissement est optimal avec un tuyau de $4,32\text{ mm}$ de diamètre et situé à une distance d' 1 mm du fond d'électrode hémisphérique (distance face active / face refroidie de 10 mm).

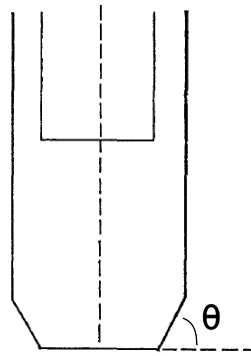


FIGURE 1.20 – Angle du cône d’une électrode tronconique [Bowers et al., 1990].

Notons que le refroidissement des électrodes par l’eau est très important, principalement pour refroidir l’électrode et non le point soudé. Par conséquent, il est nécessaire d’optimiser la géométrie des électrodes pour minimiser les températures maximales atteintes et donc d’allonger leur durée de vie.

1.3.3.2 Matériaux constitutif des électrodes

Les alliages à durcissement structural les plus utilisés pour fabriquer les électrodes de soudage par point sont : le CuCr, CuZr et le CuCr1Zr. Le cuivre à dispersion d’oxydes Cu- Al_2O_3 , aussi appelé cuivre ODS (Oxide Dispersion Strengthened), a fait l’objet de plusieurs études car il possède de meilleures propriétés mécaniques à chaud que les trois autres alliages cités ci-dessus.

Parker a réalisé différents traitements thermiques sur des électrodes en CuCr1Zr et en Cu- Al_2O_3 [Parker et al., 1998]. Les électrodes sont chauffées à $400^\circ C$, $600^\circ C$ et $800^\circ C$ et maintenues pendant 1 à 120 minutes à ces températures. Elles sont ensuite refroidies à l’air ambiant. Ces traitements thermiques sont équivalents à l’accumulation de plusieurs points soudés. La durée de ces traitements thermiques dépasse largement le temps équivalent pour réaliser plusieurs milliers de points soudés. Après chaque traitement thermique, les électrodes sont découpées et leur dureté mesurée.

Les résultats sont présentés en figure 1.21. Les valeurs de dureté avant traitement pour le CuCr1Zr et le Cu- Al_2O_3 sont quasiment identiques (environ 180 HV). La dureté du cuivre renforcé par une dispersion d’alumine Cu- Al_2O_3 , après avoir subi les traitements thermiques à $800^\circ C$, est peu modifiée. Contrairement à la dureté du CuCr1Zr qui est divisée par deux après seulement 5 minutes à $800^\circ C$. Parker conclut donc que les électrodes fabriquées à partir de cuivre ODS peuvent prolonger la durée de vie des électrodes.

Holliday a conduit des essais de soudage pour comparer les différentes durées de vie des électrodes en CuCr, CuZr, CuCr1Zr et en Cu- Al_2O_3 [Holliday et al., 1995]. Il a utilisé pour ces essais des tôles galvannealTM et mesuré les évolutions des diamètres de contact électrode/tôle au

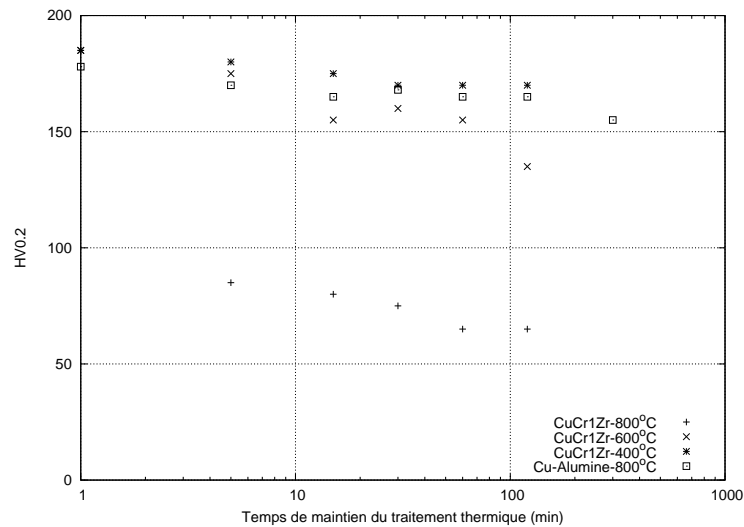


FIGURE 1.21 – Effet des traitements thermiques sur les matériaux constituant les électrodes, d'après [Parker et al., 1998].

cours des séquences de soudage. La figure 1.22 présente les diamètres de contact en fonction du nombre de points soudés. Les différences constatées entre les différents matériaux testés sont très faibles et il est difficile de dire si l'un des quatre matériaux se déforme moins que les autres.

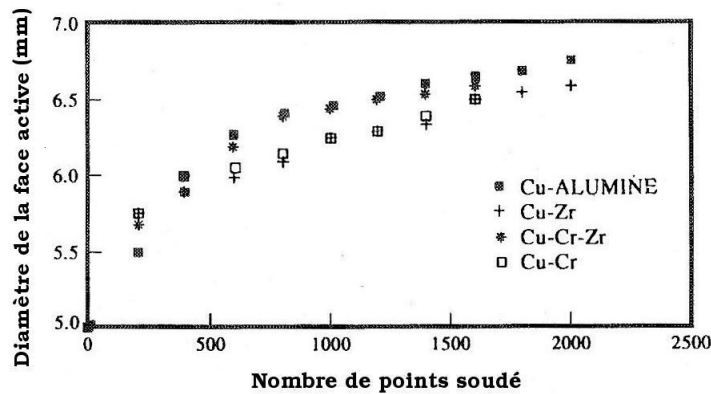


FIGURE 1.22 – Evolution des diamètres de face active avec le nombre de points pour différents matériaux d'électrodes [Holliday et al., 1995].

Bien que les travaux sur le cuivre ODS montrent qu'il possède une meilleure tenue mécanique à haute température que les autres alliages à durcissement structural [Singh et al., 2001], [Li and Zinkle, 2012], ce matériau ne se présente pas comme la solution pour allonger notablement la durée de vie des électrodes car sa haute résistance à l'adoucissement n'est que de peu d'utilité face à l'attaque chimique par le zinc [Chan, 2005], [Holliday et al., 1995]. Le coût de fabrication des électrodes en $\text{Cu-Al}_2\text{O}_3$ est de plus approximativement quatre fois plus élevé que celui des électrodes en CuCr1Zr [Chan, 2005].

1.3.3.3 Electrodes revêtues

Pour limiter la diffusion du zinc dans les alliages de cuivre constituant les électrodes, une couche de carbure de titane ou encore de matériau composite nickel / carbure de titane est déposée sur l'électrode.

Dong et Zhou ont montré que le dépôt d'une couche de carbure de titane (TiC) limite le phénomène de laitonnage et ralentit fortement la vitesse de dégradation [Dong and Zhou, 2003].

Chan a également travaillé sur ce type d'électrodes [Chan, 2005]. Des essais de soudage sur des tôles galvannealTM avec des électrodes en CuCr1Zr revêtues de TiC (environ $35\mu m$ d'épaisseur) sont réalisés. L'auteur a montré que ce type de revêtement pouvait presque doubler la durée de vie des électrodes. Les figures 1.23 et 1.24 montrent qu'il est possible de réaliser 1100 points soudés de bonne qualité (taille du noyau supérieure à $3mm$) avec les électrodes revêtues de TiC, contre 600 points soudés pour les électrodes sans revêtement. Dans le cas des essais avec les électrodes revêtues, les vitesses de déformations des surfaces de contact sont plus lentes. A partir de mesures de micro-dureté effectuées sur les électrodes, Chan en déduit cependant que les cinétiques d'adoucissement sont identiques pour les deux types d'électrodes testées.

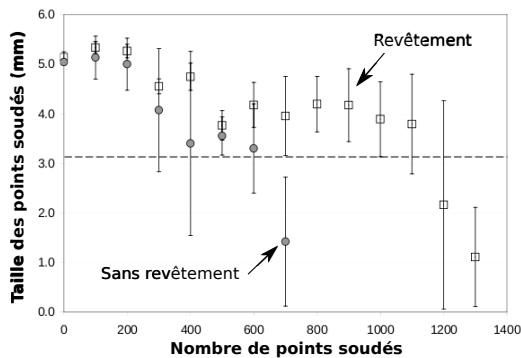


FIGURE 1.23 – Evolution de la taille des points soudés [Chan, 2005].

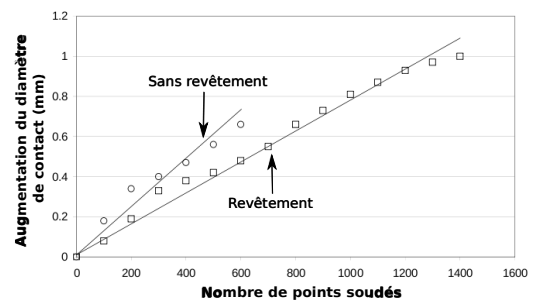


FIGURE 1.24 – Evolution du diamètre de contact [Chan, 2005].

Chan a aussi étudié les mécanismes de détérioration du revêtement en TiC avec l'accumulation des points soudés. Ce revêtement ne bloque pas complètement la diffusion du zinc dans le cuivre, il ne fait que ralentir ce phénomène. Il se forme donc une couche de laiton β sous le revêtement (figure 1.25-a). Les faibles propriétés mécaniques du laiton sous le revêtement qui est très dur, ainsi que le cyclage thermo-mécanique entraînent la formation de fissures au niveau de ce dépôt (figure 1.25-b). Le revêtement n'est plus disposé de façon uniforme sur la surface des électrodes, il se présente sous forme d'îlots (figure 1.25-c). A ce stade, les mécanismes qui contrôlent les vitesses de dégradation sont identiques à ceux d'une électrode non revêtue.

Chen et Zou ont quand à eux étudié des revêtements plus complexes. Le premier, un mélange de carbure de titane et de nickel, ne bloque pas totalement la diffusion du zinc. Il se fissure de la même manière que le revêtement constitué uniquement de TiC. Ce composite possède une dureté très élevée d'environ 1000 HV, mais est très fragile [Chen and Zhou, 2006], d'où sa mauvaise tenue au cours des cycles de soudage.

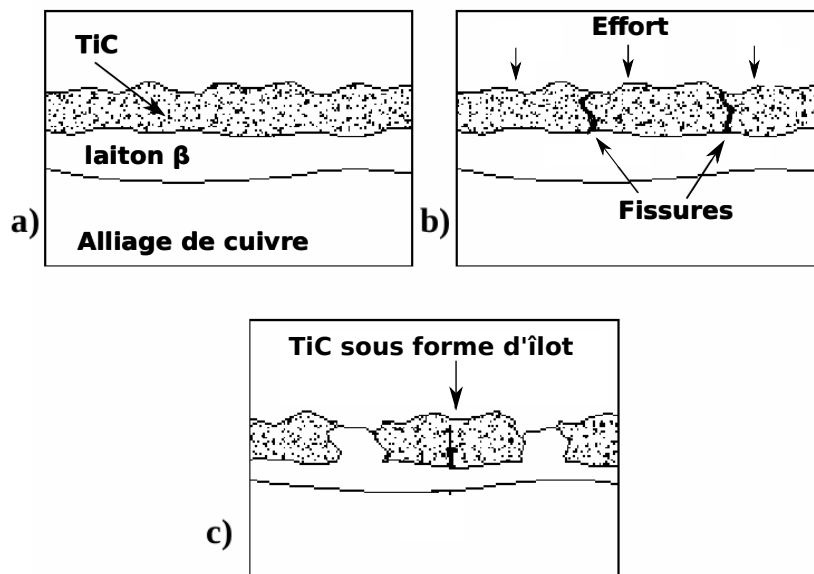


FIGURE 1.25 – Schéma de dégradation du revêtement TiC [Chan, 2005].

Le deuxième revêtement étudié est un matériau multicouche : $\text{Ni}/(\text{TiC}/\text{Ni})/\text{Ni}$. Dans ce cas, peu de fissures apparaissent et il joue parfaitement son rôle de barrière contre la diffusion du zinc dans le cuivre car la couche de laiton sous le revêtement ne se forme pas. En effet, l'ajout des couches de nickel, matériau aux bonnes propriétés de ductilité et ténacité, permet d'augmenter la résistance globale du revêtement multicouche [Chen and Zhou, 2006], [Zou et al., 2009]. Finalement, la durée de vie de ces électrodes est alors largement allongée.

Ces nouvelles électrodes étudiées depuis une dizaine d'années sont à ce jour peu répandues dans l'industrie. Il existe peu de fournisseurs et, de plus, leur coût de fabrication est plus important que celui des électrodes classiques. La présence du revêtement au niveau de la face active rend difficile l'étape de rodage et provoque une usure prématurée des outils de rodage. Malgré l'amélioration significative de la durée de vie de ces nouvelles électrodes, leur utilisation se limite au continent nord-américain. A notre connaissance, elles ne sont pas utilisées par les constructeurs automobile français.

1.4 Modélisation multi-physique du procédé

La simulation numérique du procédé de soudage par point (ou Resistance Spot Welding = RSW) évite de nombreux essais de soudage qui peuvent être longs et coûteux. De plus de tels modèles permettent de mieux comprendre et d'expliquer les mécanismes à l'origine de la formation de la soudure.

Au début de la simulation numérique du procédé de soudage par point, les méthodes de résolution se basaient en partie sur des solutions analytiques. Les avancées au niveau informatique permettent aujourd'hui de traiter ce problème par la méthode des éléments finis. Cette méthode permet de tenir compte des couplages entre les différents phénomènes physiques impliqués, ainsi que des fortes non-linéarités associées à un tel problème.

1.4.1 Etudes analytiques

Pour la mise au point des premiers modèles, les efforts se sont portés sur les aspects électro-thermiques. Le premier à proposer un modèle thermique est Greenwood en 1961 [Greenwood, 1961]. Ce premier modèle nécessite de nombreuses hypothèses : propriétés physiques constantes, pas de prise en compte des résistances de contact aux interfaces... Néanmoins, il donne des informations sur les évolutions des champs de température au cours du soudage.

En 1963, Bentley et al. [Bentley et al., 1963] ont comparé les résultats du modèle de Greenwood avec des cinétiques expérimentales issues d'examens métallographiques. Ils concluent qu'il est nécessaire de prendre en compte les résistances de contact pour prédire correctement les évolutions des gradients thermiques dans les premiers instants du soudage.

En 1987, Gould, dans son modèle monodimensionnel, ajoute les électrodes de soudage dans le maillage, la dépendance des propriétés physiques des matériaux avec la température et les résistances de contact [Gould, 1987]. Mais les résultats de ses calculs montrent des différences significatives avec les résultats expérimentaux. Le manque de connaissance des valeurs de résistance de contact contribuent à la mauvaise prédiction de ce modèle. De plus, un tel modèle monodimensionnel ne permet pas de tenir compte du flux de chaleur radial au niveau des tôles ce qui provoque une sur-évaluation des températures.

Tous ces auteurs sont d'accord sur l'importance de bien modéliser les résistances de contact pour prédire correctement le champ thermique dans l'assemblage. C'est pourquoi, Vogler [Vogler and Sheppard, 1993], suivi par Thornton [Thornton et al., 1996] et plus récemment Babu [Babu et al., 2001] et Wang [Wang and Wei, 2001] ont réalisé des mesures de résistances de contact électrique en fonction de la température et de la pression appliquée. Ils ont ainsi proposé des lois mathématiques décrivant les évolutions de ces résistances de contact pour les intégrer dans des modèles analytiques de soudage RSW.

1.4.2 Analyse par éléments finis

Les difficultés rencontrées dans les études citées ci-dessus ont poussé les auteurs à développer des modèles utilisant la méthode des éléments finis. En 1984, Nied est le premier à utiliser cette méthode pour simuler le procédé RSW [Nied, 1984]. Cette méthode permet de prendre en compte des aspects mécaniques et d'obtenir les évolutions des champs de contrainte et de déformation. Il traite les problèmes électro-thermique et mécanique séquentiellement.

Nied puis Tsai [Tsai et al., 1991] ont réalisé un calcul mécanique de la phase d'accostage pour déterminer le rayon de contact E/T en début de soudage et le garder constant pour la suite du calcul.

En 1992, Thieblemont effectue des mesures de résistance dynamique in-situ au cours d'un cycle de soudage [Thieblemont, 1992]. Grâce aux techniques de méthodes inverses, il en déduit les évolutions des résistances de contact électrique en fonction de la température pour des tôles nues et des tôles revêtues. En utilisant un modèle analytique, il a déterminé les résistances thermiques de contact E/T en fonction de la température. Thieblemont est ainsi le premier à avoir utilisé ces valeurs expérimentales dans une simulation numérique dans lequel il fait un calcul mécanique pour l'accostage puis une analyse électro-thermique pour la phase de soudage.

Dans les années 2000, Sibilia [Sibilia, 2003] et Feulvarch et al. [Feulvarch et al., 2004], [Feulvarch et al., 2006a], [Feulvarch et al., 2006b] ont complété les travaux de Thieblemont. Ils ont ajouté un modèle métallurgique dans les tôles qui décrit les transformations de phases au chauffage et au refroidissement et intègre les chaleurs latentes de transformation de phases à l'état solide. Dans ce modèle électro-thermo-métallurgique, le rayon de contact est supposé constant. Cependant cette dernière hypothèse semble trop restrictive dans le cas d'électrodes à face active convexe, contrairement au cas de celles à face active plate.

Ainsi dans le cas du soudage avec des électrodes à face active convexe, il est donc nécessaire de trouver une démarche pour décrire l'évolution des surfaces de contact apparentes lors de la phase de soudage. Pour parvenir à modéliser cela Dickinson [Dickinson et al., 1990] a couplé séquentiellement l'analyse mécanique au calcul électro-thermique en 1990. Le schéma 1.26 présente cette méthode de calcul. Aujourd'hui la plupart des études menées sur la simulation numérique du soudage par point se basent sur cette démarche [Feng et al., 1998], [Murakawa and Zhang, 1998], [Khan et al., 1999], [Khan et al., 2000], [Robin et al., 2002], [Srikunwong, 2005], [Feulvarch et al., 2006a], [Feulvarch et al., 2006b], [Hou et al., 2007], [Raoelison, 2010].

Par la suite plusieurs améliorations sont apportées à cette méthode de calcul. Feng effectue des simulations où les résistances de contact électrique sont décrites par une loi mathématique et dépendent de la température et de la pression [Feng et al., 1998]. Pour ce calcul, il ne réalise que 4 couplages entre l'analyse électro-thermique et l'analyse thermo-mécanique pour une phase de soudage d'environ 200ms. Khan montrera, quelques années plus tard, qu'il est important de faire un couplage toutes les 2ms [Khan et al., 1999].

Khan, Robin, Feulvarch et Raoelison [Khan et al., 1999], [Khan et al., 2000], [Robin et al., 2002], [Feulvarch et al., 2006a], [Feulvarch et al., 2006b], [Raoelison, 2010] intègrent un modèle

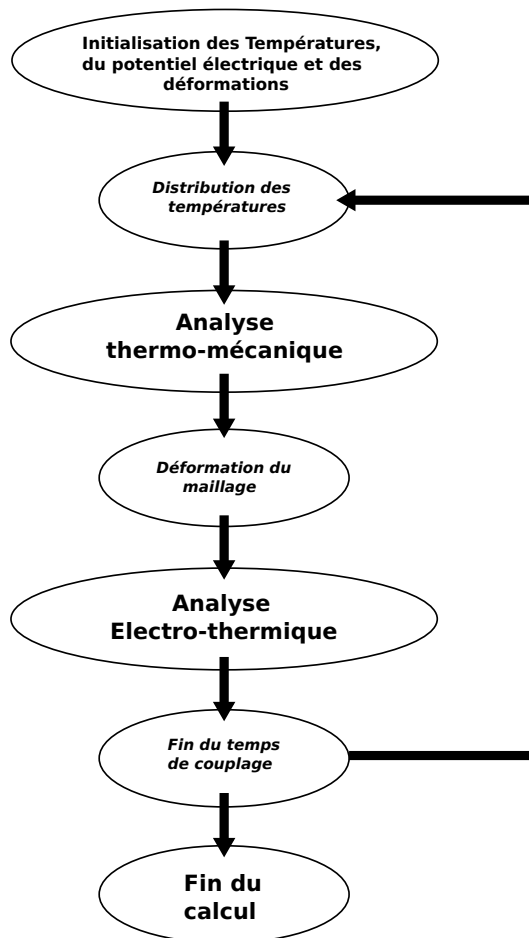


FIGURE 1.26 – Schéma de l'analyse couplée électro-thermique et thermo-mécanique. [Khan et al., 1999].

métallurgique pour les tôles. Ils utilisent par ailleurs une loi de comportement thermo-élasto-plastique pour rendre compte des évolutions des propriétés mécaniques des tôles et un modèle thermo-élastique pour les électrodes. Les auteurs concluent que l'évolution des surfaces de contact E/T est un facteur dominant dans le développement du noyau lors du soudage avec des électrodes à face active convexe.

Sibilia [Sibilia, 2003] et Raoelison [Raoelison, 2010] ont porté une attention particulière à l'influence des conditions interfaciales sur la formation des points soudés. Ils ont déterminé expérimentalement les valeurs des résistances de contact électrique et thermique au niveau des interfaces E/T et T/T pour ensuite travailler sur la modélisation du contact électro-thermique. Au niveau de l'interface E/T, les résistances de contact électrique et thermique interagissent et elles influencent l'épaisseur de noyau.

Khan étudie aussi les phénomènes de convection dans le bain fondu. Comme il calcule une vitesse maximale de $2.10^{-5}m/s$, il en déduit que la convection du bain fondu influence très peu les cinétiques de formation du noyau [Khan et al., 2000]. Krajcarz montre cependant qu'en soudage hétérogène la convection est non négligeable, qu'elle homogénéise le métal fondu ainsi que sa température pendant le passage du courant [Krajcarz et al., 2010].

En résumé ce procédé fait appel à de nombreux phénomènes physiques fortement couplés. Il s'avère donc que la modélisation du soudage par point est complexe. Pour prédire correctement les cinétiques de formation d'un point soudé, les différents auteurs montrent qu'il est nécessaire d'inclure dans les modèles :

- la résolution simultanée du champ électrique et du transfert thermique,
- la dépendance des propriétés matériaux avec la température et les changements de phases,
- la dépendance des résistances de contact électrique et thermique avec la température et la pression,
- l'évolution des surfaces de contact électrode/tôle lors de la phase de soudage pour des électrodes convexes.

1.4.3 Modèle de dégradation des électrodes

Pour comprendre les mécanismes de dégradation des électrodes : laitonnage, adoucissement et leurs interactions, peu d'études numériques ont été menées. Il semble compliqué de développer un modèle qui permet de décrire à la fois le phénomène de laitonnage et celui d'adoucissement.

Dans un premier temps quelques études ont été dédiées à la modélisation des gradients de température dans les électrodes. Pour cela il est nécessaire de modéliser correctement le refroidissement des électrodes par l'eau (convection forcée) et prendre en compte les phénomènes de convection avec l'air (convection naturelle) et de rayonnement (échanges radiatifs).

Généralement le refroidissement par l'eau des électrodes est modélisé par un coefficient d'échange constant. Sibilia a montré que la valeur de ce coefficient n'avait pas d'influence sur le développement du noyau [Sibilia, 2003], mais a priori il en a sur le champ de température dans l'électrode.

Yeung et Thornton, pour s'affranchir de ce coefficient, ont modélisé la circulation de l'eau en couplant un modèle thermique avec un modèle de mécanique des fluides [Yeung and Thornton, 1999]. Les échanges convectif et radiatif avec l'air sont aussi pris en compte. Les résultats sont obtenus en deux étapes. Les auteurs résolvent d'abord le problème de mécanique des fluides par un calcul en stationnaire et ensuite le problème thermique. Ils en déduisent que les échanges convectifs et radiatifs avec l'air ont peu d'influence sur le gradient de température de l'électrode. Ils montrent qu'une variation du débit d'eau d'environ $1,5 \text{ l/min}$ (valeurs testées $3,79$ et $2,24 \text{ l/min}$) n'implique pas de changements significatifs.

Rao et al. ont utilisé la même méthode de résolution que Yeung et Thornton pour calculer le coefficient d'échange [Rao et al., 2009]. Il obtiennent une valeur de $10000 \text{ W.K}^{-1}.\text{m}^{-2}$. Pour comparer, Thieblemont a utilisé un coefficient de $4500 \text{ W.K}^{-1}.\text{m}^{-2}$ dans son modèle de soudage [Thieblemont, 1992]. Sibilia utilise un coefficient d'échange de $3500 \text{ W.K}^{-1}.\text{m}^{-2}$ [Sibilia, 2003]. Rao et al. ont par la suite utilisé leur modèle pour optimiser la forme des électrodes. Avec leur nouvelle géométrie, ils obtiennent un coefficient de $30000 \text{ W.K}^{-1}.\text{m}^{-2}$.

Plusieurs auteurs ont déterminé les déformations au niveau de la face active des électrodes. Certains ont donc fait des analyses mécaniques à partir de simulation du procédé RSW en ajoutant une loi de comportement thermo-élasto-plastique dans les électrodes [Khan et al., 1999], [Hou et al., 2007]. D'autres ont développé des modèles analytiques spécifiques à chacun des deux mécanismes de dégradation : adoucissement et laitonnage [Dong et al., 1998], [Dupuy, 1998], [Babu et al., Chicago, Illinois, 2004], [Gould and Peterson, 2008].

En 1998, Dupuy travaille sur le phénomène de diffusion qui explique la formation du laiton [Dupuy, 1998]. Son modèle donne l'évolution des épaisseurs des couches des différents laitons pouvant exister sur une électrode en fonction du temps.

Dong et al., en 1998, sont les premiers à étudier le comportement mécanique des électrodes lors du soudage de tôles revêtues [Dong et al., 1998]. Ils font dans un premier temps un calcul électro-thermique suivi d'un calcul thermo-mécanique et réalisent en tout 15 points soudés. Pour prendre en compte les différentes couches de laiton qui se forment à la surface des électrodes, ils appliquent les propriétés mécaniques du laiton sur les éléments en face active (figure 1.27). Les résultats montrent que des déformations plastiques en face active apparaissent dès le premier point et s'accumulent avec les cycles.

En 2004, Babu annonce qu'un calcul par éléments finis qui couplerait les phénomènes électriques, thermiques, métallurgiques, mécaniques et qui tiendrait compte de l'adoucissement des électrodes et du phénomène de laitonnage, prendrait plus de 880 jours de calcul (2000 points soudés) [Babu et al., Chicago, Illinois, 2004]. Il développe alors deux modèles phénoménologiques, le premier associé aux déformations, et le deuxième lié à la diffusion du zinc. Babu conclut que les déformations en face active sont très importantes au début de la vie des embouts, alors que le phénomène d'attaque chimique se produit de façon constante tout au long de la vie des électrodes.

Plus récemment, Gould et Peterson [Gould and Peterson, 2008], ont développé un modèle qui est appliqué à une géométrie représentant une tôle et une électrode, contrairement au

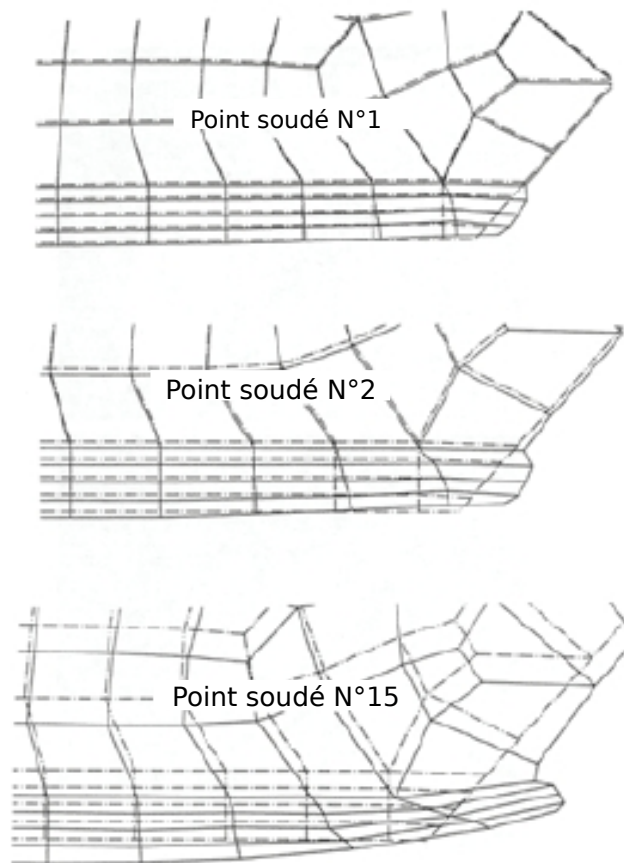


FIGURE 1.27 – Maillages déformés après calcul [Dong et al., 1998].

calcul de Babu, qui est appliqué à un disque équivalent aux surfaces de contact E/T. Avec ce modèle, il est possible de calculer l'évolution des surfaces de contact E/T et la profondeur d'indentation de l'électrode dans la tôle en fonction du nombre de points soudés. Ce modèle n'inclut pas l'effet des couches de laiton en face active.

En conclusion, les études visant à comprendre la déformation des électrodes via des analyses par éléments finis, ne tiennent pas compte de l'adoucissement de l'alliage de cuivre. Quelques modèles analytiques ont été développés pour étudier spécifiquement l'un des deux modes de dégradation : le laitonage ou l'adoucissement. Ces modèles ne sont pas intégrés à un modèle de soudage par point qui permettrait de prédire correctement les gradients de température dans les électrodes.

1.5 Bilan

Le soudage par point est une technique largement utilisée par l'industrie automobile pour assembler des tôles minces en acier. Un grand nombre de points soudés sont réalisés par un seul jeu d'électrodes à une cadence élevée via l'utilisation de robots de soudage. Le rôle des électrodes est primordial dans ce procédé puisqu'elles doivent à la fois transmettre l'effort, conduire le courant vers les tôles et participer à l'évacuation du surplus de chaleur de la zone soudée.

La durée de vie des électrodes est un des enjeux essentiels du procédé et dépend de plusieurs paramètres tels que le courant de soudage, le refroidissement par eau des électrodes, la durée du cycle de soudage et l'état métallurgique du matériau... Lors de l'assemblage de tôles, les sollicitations thermo-mécaniques cycliques associées à l'accumulation des points de soudage dégradent progressivement les électrodes. Une paire d'électrodes va pouvoir réaliser plusieurs milliers de points de soudage mais sa surface active devra être rodée après quelques centaines de points.

Pour alléger les carrosseries, de nouvelles familles d'aciers à haute ou très haute limite d'élasticité sont introduites dans la fabrication des caisses en blanc des véhicules. Pour garantir la longévité des véhicules, les tôles sont systématiquement galvanisées (dépôt d'une couche de zinc de 10 micromètres). Il apparaît que ces facteurs réduisent fortement la durée de vie des électrodes qui devient alors un paramètre limitant de ce procédé.

Les mécanismes de dégradation sont complexes et font intervenir l'adoucissement de l'alliage (lié à son état de précipitation initial), la fatigue thermo-mécanique, la contamination par le zinc et l'érosion associée. Ces différents modes de dégradation ont pour conséquence une diminution de la qualité des points soudés, un remplacement prématuré des électrodes et une usure accélérée des outils de rodage. Plusieurs améliorations ont été apportées aux électrodes, telles que l'optimisation de leur forme, le remplacement du matériau qui les constituent, ou encore le dépôt d'un revêtement sur leur surface.

Actuellement en Europe pour lutter contre la dégradation des électrodes, les entreprises n'ont pas choisi de faire évoluer le matériau constituant les électrodes, comme des embouts en cuivre ODS ou encore revêtus. Les choix qui ont été pris pour contrer la dégradation des électrodes sont les suivants [Claeys et al., 2004] :

- un réglage optimal des paramètres de soudage pour minimiser les températures des électrodes lors du soudage.
- l'incrémentation du courant de soudage pour compenser les déformations de la face active des électrodes.
- le rodage de la face active des électrodes tous les 420 points soudés sur tôle revêtues contre 800 sur tôles nues dans les usines PSA.
- le remplacement des électrodes après une dizaine de rodages.

Dans le cadre de cette étude, les électrodes étudiées seront celles actuellement utilisées dans les usines PSA et qui posent régulièrement des problèmes sur les lignes de production (usure prématurée d'électrodes de certains lots et des outils de rodage). Les objectifs de ces travaux sont de mieux comprendre les phénomènes de dégradation des électrodes par la modélisation

numérique du procédé et d'essais de soudage.

Les modèles numériques développés rendront uniquement compte du phénomène d'adoucissement de l'alliage de cuivre. L'ajout des phénomènes de diffusion rendrait la résolution de tels calculs déjà complexes d'autant plus difficile. Ici la modélisation du procédé doit permettre d'étudier l'influence des différents paramètres du procédé et de calculer les déformations de la face active au cours d'une séquence de soudage.

Dans la partie expérimentale, une attention sera portée sur la caractérisation des propriétés électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques d'un alliage CuCr1Zr. Des essais de soudage mettront en évidence les conséquences de l'adoucissement et du laitonnage sur la formation des points soudés.

Chapitre 2

Caractérisation du CuCr1Zr et Élaboration des bases de données

2.1 Introduction

L'étude des propriétés physiques, métallurgiques, mécaniques... du CuCr1Zr est nécessaire pour deux raisons. La première est relative à l'étude des mécanismes de dégradation des électrodes : en particulier il est opportun de pouvoir relier les évolutions microstructurales dans les électrodes à la dégradation des caractéristiques mécaniques. A cette fin des traitements thermiques de vieillissement sont appliqués à l'alliage CuCr1Zr constitutif des électrodes. La seconde est la nécessité d'alimenter de façon pertinente les bases de données pour la simulation numérique. L'ensemble des essais de caractérisation effectués doit répondre à ces deux objectifs qui sont bien évidemment liés.

Dans un premier temps, ce chapitre présente le matériau de l'étude. Cet alliage de cuivre est caractérisé en microscopie optique et électronique et à l'aide de mesures de dureté dans différents états microstructuraux représentatifs d'une électrode en cours de vieillissement. Ensuite les propriétés thermo-mécaniques et thermo-physiques de l'alliage sont caractérisées. Puis l'influence de la dégradation des embouts de soudage sur les valeurs de résistance de contact est étudiée.

2.2 Matériau de l'étude : CuCr1Zr

Le matériau constitutif des électrodes qui fait l'objet de cette étude est l'alliage CuCr1Zr. Cet alliage à durcissement structural par précipitation est très largement utilisé dans le domaine du soudage mais aussi dans l'industrie nucléaire pour ses bonnes propriétés mécaniques, thermiques et électriques. Sa composition est définie selon la norme DIN 17672 [Nor, a] qui précise les intervalles de composition suivants :

Eléments	Cu % <i>mass.</i>	Cr % <i>mass.</i>	Zr % <i>mass.</i>
Composition	balance	0,5 - 1,2	0,03 - 0,3

TABLE 2.1 – Composition du CuCr1Zr selon DIN 17672.

2.2.1 Diagrammes de phase

2.2.1.1 Cu-Cr

La Figure 2.1 présente le diagramme d'équilibre du système Cu-Cr [Chakrabarti and Laughlin, 1992]. Un eutectique existe pour une composition de 1,56 %*at* de chrome à 1076°C. La limite maximale de solubilité du chrome dans le cuivre est de 0,72 %*mass.* à 1076°C et de 0,37 %*mass.* à 1000°C. La température du liquidus d'un alliage à 0,8 %*mass.* de chrome est de 1080°C.

2.2.1.2 Cu-Zr

Le diagramme de phase du système Cu-Zr est représenté sur la figure 2.2 [Arias and Abriata, 1992]. Ce diagramme présente cinq eutectiques et six composés définis dont la température de fusion est comprise entre 895°C et 1115°C. Le zirconium présente deux phases allotropiques.

Le cuivre admet très peu de zirconium en solution solide, soit au maximum 0,172 %*mass.* à 972°C

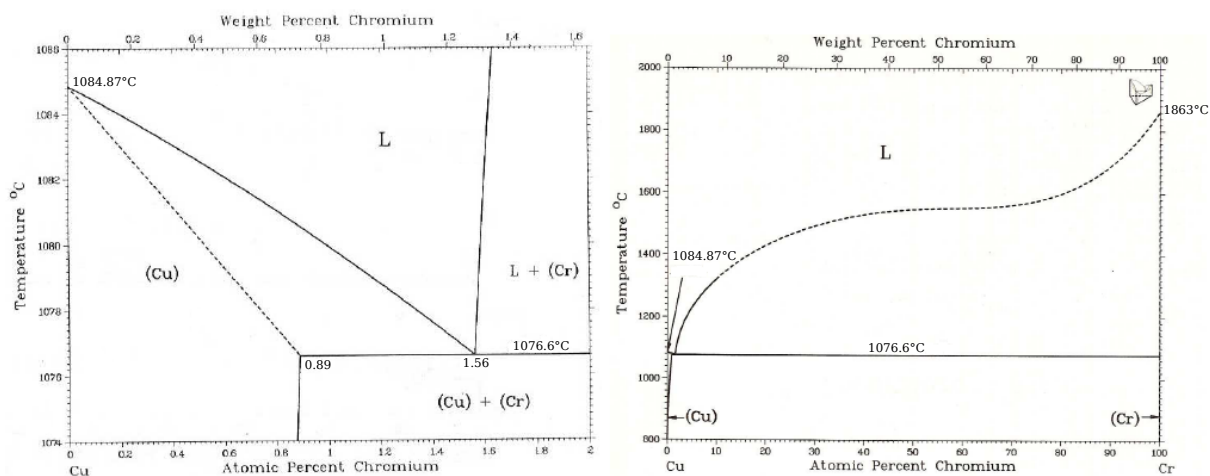


FIGURE 2.1 – Diagramme de phase Cu-Cr [Chakrabarti and Laughlin, 1992].

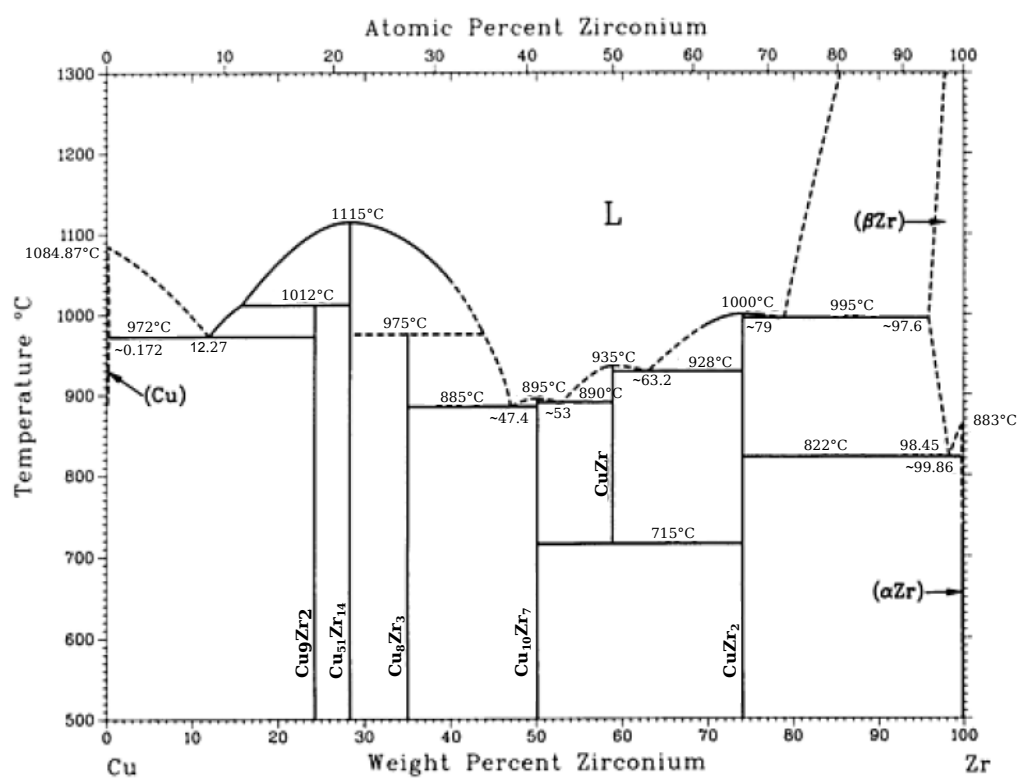


FIGURE 2.2 – Diagramme de phase Cu-Zr [Arias and Abriata, 1992].

2.2.2 Traitement thermique et élaboration des électrodes

Pour cette étude, la société Le Bronze Industriel a fourni les nombreux échantillons de CuCr1Zr (nuance CRM16F) nécessaires pour ces travaux. Le matériau est livré, soit sous forme de barres de diamètre 15,4mm, soit sous forme d'électrodes.

Le CuCr1Zr est un alliage à durcissement structural et doit donc subir un traitement thermique pour obtenir l'optimum de ses propriétés mécaniques. Les différentes étapes d'élaboration du matériau sont décrites ci-dessous (figure 2.3) :

1. **Mise en solution de la billette.** La mise en solution des éléments d'alliage entre 950 et 1000°C pendant 30 à 60 minutes est réalisée dans le but d'obtenir une solution solide homogène en composition chimique. Compte tenu de la faible solubilité du chrome dans le cuivre, tous les atomes de chrome ne sont pas remis en solution [Batra et al., 2001]. A ce stade du traitement thermique, il existe donc des précipités de chrome de grande taille (plusieurs dizaines de micromètres) présents dans la matrice.
2. **Filage à chaud** des barres au diamètre 28mm.
3. **Trempe en sortie de filage.** Une trempe à l'eau est effectuée afin d'avoir une solution solide sursaturée en chrome. Le système est hors équilibre.
4. **Etirage à froid des barres** pour obtenir un diamètre de 15,4mm.
5. **Revenu des barres** de diamètre 15,4mm (état de réception du matériau). Un revenu entre 450 et 500°C de plusieurs heures suivi d'un refroidissement à l'air permet un retour partiel à l'équilibre. Au début du revenu, se créent des zones de Guinier Preston (GP) puis des nano-précipités (1 à 10nm) de chrome se forment et se répartissent le plus souvent sur certains plans cristallographiques préférentiels [Li et al., 2007]. Ces précipités sont cohérents avec la matrice de cuivre [Lodini, 1980]. Ils jouent un rôle d'obstacles au mouvement des dislocations et permettent d'améliorer les propriétés mécaniques de l'alliage [Holzwarth et al., 2000].
6. **Frappe à froid des électrodes** à partir de ces barres. Cette étape provoque un écrouissage de surface au niveau de la face active.

En ce qui concerne la nuance CRM16F, la teneur en chrome (donnée confidentielle) assure une sursaturation. L'ajout de zirconium dans l'alliage améliore la résistance à la fatigue [Batra et al., 2001], favorise la formation et la dispersion homogène des zones GP [Batra et al., 2002] [Li and Zinkle, 2012], tout en conservant de bonnes propriétés thermiques [Hatakeyama et al., 2009]. Le niveau de dureté Brinell est alors augmenté de 10 points [Lodini, 1980].

Au cours de cette étude un seul lot matière a été utilisé pour l'élaboration des barres et des électrodes afin de garantir une composition chimique identique pour tous les échantillons. Ce point est important car la teneur en éléments d'addition même mineurs, tel le fer, peut avoir une influence non négligeable sur les caractéristiques mécaniques de l'alliage.

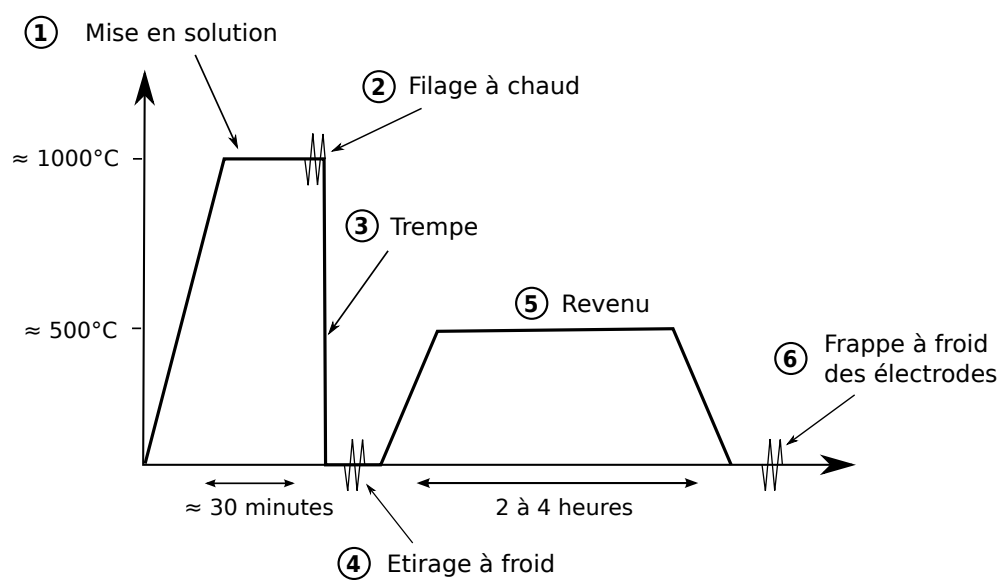


FIGURE 2.3 – Etapes du traitement thermique du CuCr1Zr.

2.3 Caractérisation microstructurale du CuCr1Zr à l'état trempé-revenu

2.3.1 Microscopie optique

Des attaques au persulfate d'ammonium d'une durée de dix secondes sont réalisées sur des électrodes et des barres en CuCr1Zr. Sur la figure 2.4, on observe le fibrage des électrodes dû aux phases d'étirage et de frappe à froid. Sur les barres (figure 2.5) ce fibrage est aussi présent. Les grains sont donc allongés et déformés, il est difficile d'observer les précipités.

Des observations sans attaque sont réalisées sur une électrode neuve (figure 2.6). Des micro-précipités de couleur bleue sont visibles. Ils sont orientés dans le sens du fibrage de l'électrode et présentent différentes morphologies. Certains sont sphériques et d'autres sont de forme allongée. Dans les deux cas, ils mesurent quelques micromètres.

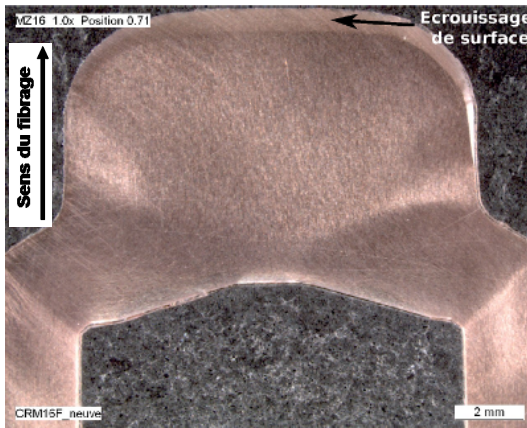


FIGURE 2.4 – Electrode en CuCr1Zr neuve - attaque au persulfate d'ammonium.

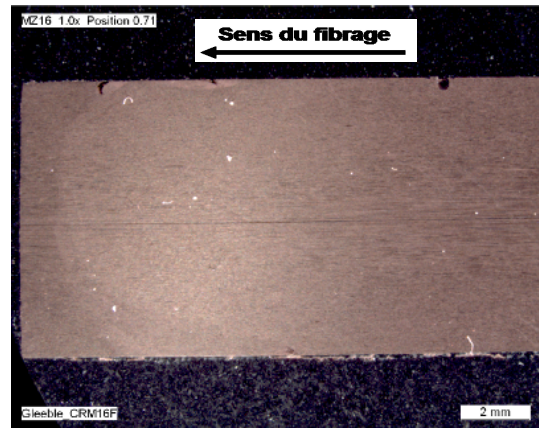


FIGURE 2.5 – Barre en CuCr1Zr - attaque au persulfate d'ammonium.

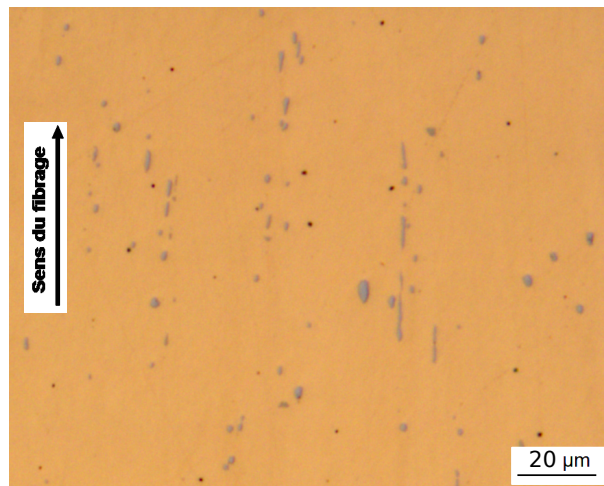


FIGURE 2.6 – Electrode neuve en CuCr1Zr - sans attaque.

2.3.2 Microscopie électronique à balayage (MEB)

Le MEB permet seulement d'observer les micro-précipités de chrome comme en microscopie optique. Néanmoins de nombreuses études ont été menées pour caractériser ces précipités présents dès la mise en solution de l'alliage [Batra et al., 2001], [Holzwarth et al., 2000], [Fuxiang et al., 2003], [Wisniewski, 2009], [Chbihi, 2011].

Les micro-précipités sont visibles sur les micrographies MEB 2.7 et 2.8. Deux types de précipités sont observés. Ceux notés 1 apparaissent avec un contraste "sombre" et ceux notés 2 apparaissent avec un contraste "clair". Une analyse de composition par spectrométrie des rayons X (EDX) est réalisée au niveau de ces deux types de précipités et de la matrice. Les résultats, présentés en figure 2.9, montrent que les micro-précipités "sombres" sont riches en chrome et les micro-précipités "clairs" contiennent par ailleurs du zirconium.

Ces observations sont en accord avec la littérature. En effet, Fuxiang [Fuxiang et al., 2003], Holtzwarth [Holzwarth et al., 2000], Qi et al. [Qi et al., 2003], Su et al. [Su et al., 2005], Wisniewski et Chibihi ont déjà constaté la présence des deux types de précipités. Fuxiang et Holtzwarth montrent que les micro-précipités "clairs" sont de composition Cu_5Zr et qu'ils se situent souvent autour des précipités riches en chrome. Wisniewski, Qi et al. ainsi que Su et al. ont observé des précipités au niveau des joints de grains. Pour Qi et al. et Su et al., il s'agit de précipités Cu_4Zr . Fuxiang et Li et al. [Li et al., 2007] observent la présence de composés complexes à base de zirconium qui pourraient correspondre à la phase $Cu_{51}Zr_{14}$.

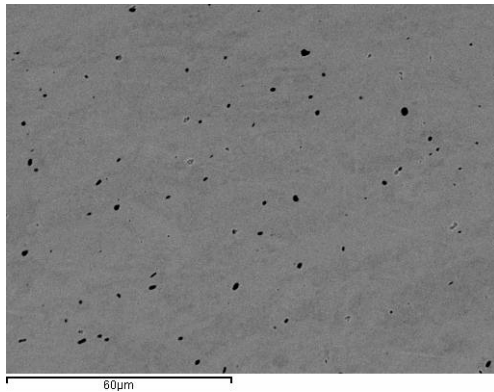


FIGURE 2.7 – Observation au MEB du CuCr1Zr.

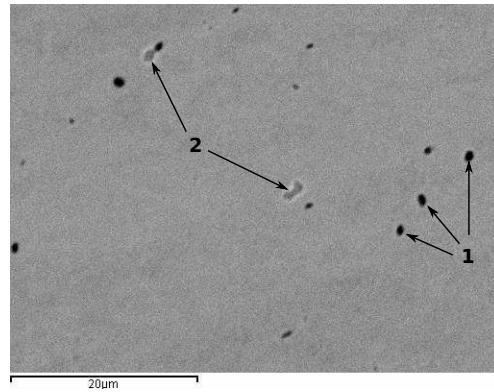


FIGURE 2.8 – Zoom de la figure 2.7 : 1 = précipité "sombre", 2 = précipité "clair".

2.3.3 Microscopie électronique à transmission (MET)

Afin d'observer les nano-précipités qui se forment lors de la phase du revenu, des clichés MET sont réalisés. Ces observations ont été effectuées par le Professeur Miroslav KARLIK à l'Université Technique de Prague (CVUT) [Karlik and Hausild, Mai 2013]. Les lames minces ont été préparées par polissage électrolytique dans une solution de 25% d' H_3PO_4 , 25% d'éthanol et 50% d'eau à température ambiante.

Sur la micrographie 2.10, les précipités ne sont pas directement visibles, mais un contraste

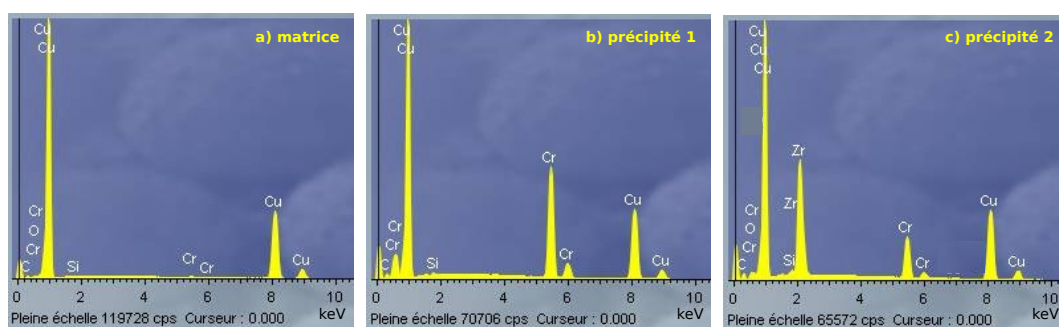


FIGURE 2.9 – Micro analyses chimiques de la matrice (a) et des précipités de type 1(b) et 2(c).

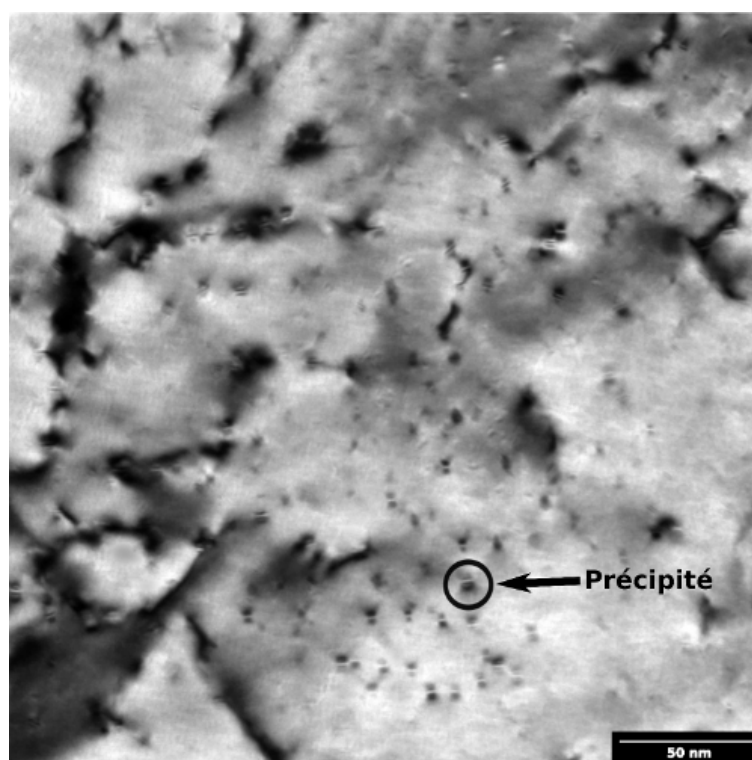


FIGURE 2.10 – Micrographie MET de l'alliage CuCr1Zr à l'état trempé-revenu [Karlik and Hausild, Mai 2013].

de déformation s'observe au niveau des précipités sous forme de deux lobes séparés par une ligne médiane de non contraste. Ce type de contraste est représentatif de précipités cohérents avec la matrice mais présentant un désaccord paramétrique provoquant une distorsion dans le voisinage du précipité sauf pour le plan médian. La taille de ces précipités va de 1 à 3 *nm*. La densité moyenne est de $6,2 \cdot 10^{22} m^{-3}$

Les analyses MET de Chbihi [Chbihi, 2011] sur un alliage CuCr1Zr montrent bien la présence de ces précipités cohérents avec la matrice. Il ajoute que ce type de contraste pourrait correspondre à des précipités sphériques de structure CFC (cubique à faces centrées) identique à celle de la matrice de cuivre. Chbihi, ainsi que Fuxiang et Singh [Singh et al., 1997], ont aussi détecté des précipités de chrome de structure CC (cubique centrée). Ces auteurs précisent que les nano-précipités de chrome CFC donnent au matériau ses bonnes propriétés mécaniques, mais que ces propriétés chutent si l'alliage subit un sur-revenu.

2.4 Caractérisation microstructurale du CuCr1Zr à l'état sur-revenu

2.4.1 Microscopie électronique à transmission

Pour observer les conséquences microstructurales d'un sur-revenu, des barreaux de CuCr1Zr subissent un traitement de vieillissement. Deux éprouvettes sont vieilles sur machine Gleeble® (voir partie 2.4.3). La première est chauffée à 800°C en quelques secondes, cette température est maintenue pendant 10s. A la fin du palier, l'éprouvette subit une trempe à l'air. La seconde éprouvette est quant à elle maintenue à 800°C pendant 300s. Cet état de vieillissement a été choisi de façon à être représentatif de l'état métallurgique de la face active d'une électrode en fin de vie.

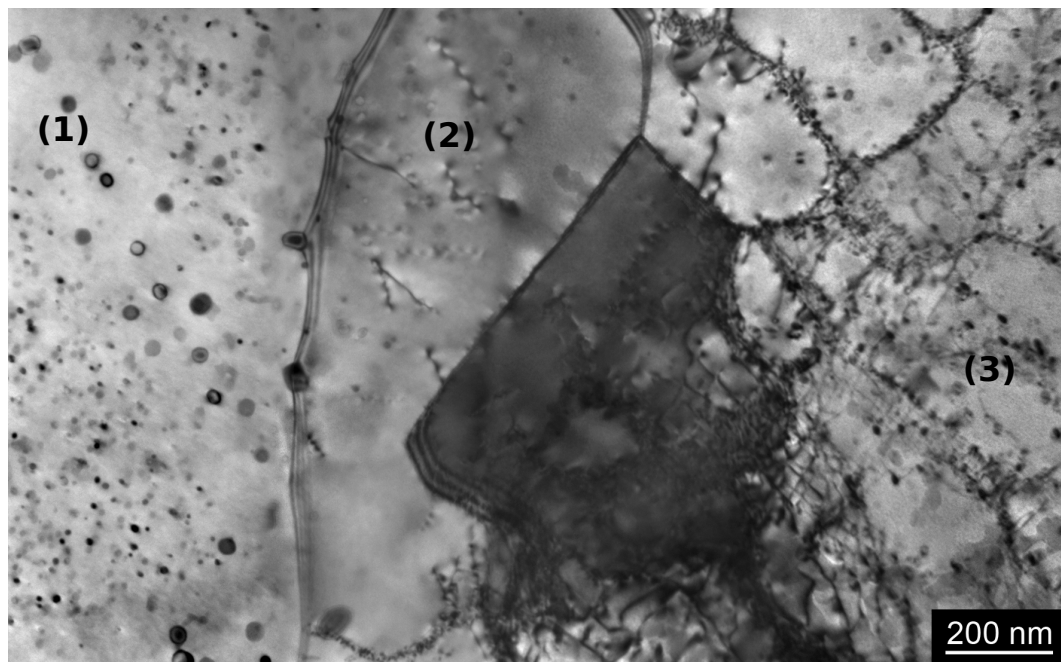


FIGURE 2.11 – Micrographie MET de l'alliage CuCr1Zr trempé-revenu + vieilli à 800°C pendant 10s [Karlik and Hausild, Mai 2013].

La figure 2.11 représente l'éprouvette après le vieillissement à 800°C pendant 10s. La micrographie MET montre un début de recristallisation. Un germe de recristallisation est observé sur la gauche de la micrographie (zone (1)). Cette zone est libre de dislocations et présente des précipités ayant grossi. La densité moyenne de précipités est de $4,5 \cdot 10^{21} \text{m}^{-3}$. Au centre de la micrographie (zone (2)), un autre grain ou sous grain présente quelques dislocations. A droite (zone (3)), la densité de dislocations qui s'organisent en cellules est très élevée. Cette micrographie électronique montre clairement que le matériau est en cours de restauration.

Un deuxième état de sur-revenu, soit 800°C pendant 300s est étudié (figure 2.12). Les précipités ont grossi et ont une taille comprise entre 50nm et 100nm. La densité des dislocations est nettement plus faible. De même la densité de précipités a fortement diminué ($2,7 \cdot 10^{20} \text{m}^{-3}$). Ces observations sont en accord avec la littérature. Fujii et al. [Fujii et al., 2000] et Qi et al.

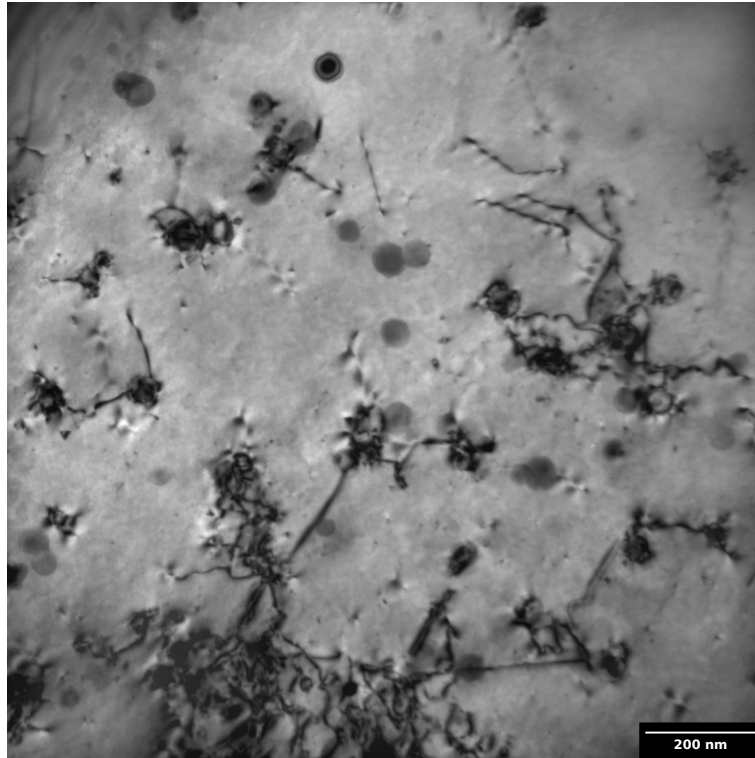


FIGURE 2.12 – Micrographie MET de l'alliage CuCr1Zr trempé-revenu + vieilli à 800°C pendant 300s [Karlik and Hausild, Mai 2013].

[Qi et al., 2003] ont effectué des traitements de sur-revenu sur des alliages CuCr et CuCr1Zr. Au cours du sur-revenu les nano-précipités coalescent et perdent peu à peu leur cohérence avec la matrice de cuivre. Leur structure cristallographique passe d'une structure CFC à CC.

2.4.2 Sonde atomique tomographique

Hatakeyama et al. [Hatakeyama et al., 2009], et Chbihi [Chbihi, 2011] ont étudié les changements microstructuraux d'alliages CuCr1Zr lors de sur-revenus (figure 2.13). Ils observent que les précipités de chrome grossissent et que la densité de précipités diminue. Hatakeyama et al. montrent que le zirconium ainsi que les impuretés (fer et silicium) présents dans le matériau migrent autour des précipités de chrome lors du vieillissement. En accord avec ces auteurs, Chbihi note qu'au cours du sur-revenu, les plus petits précipités sphériques disparaissent au profits de précipités plus grands en forme d'ellipsoïdes ou de plaquettes.

2.4.3 Micro-dureté

Les traitements thermiques de sur-revenu provoquent donc des changements microstructuraux notables. Dans ce paragraphe, les conséquences de ces traitements thermiques sur le niveau de dureté de l'alliage sont mises en évidence. Pour cela, des traitements thermiques sont réalisés à partir d'éprouvettes trempées, écrouies et revenues (TER = état de réception) et le suivi des évolutions microstructurales s'effectue par mesure de micro-dureté Vickers.

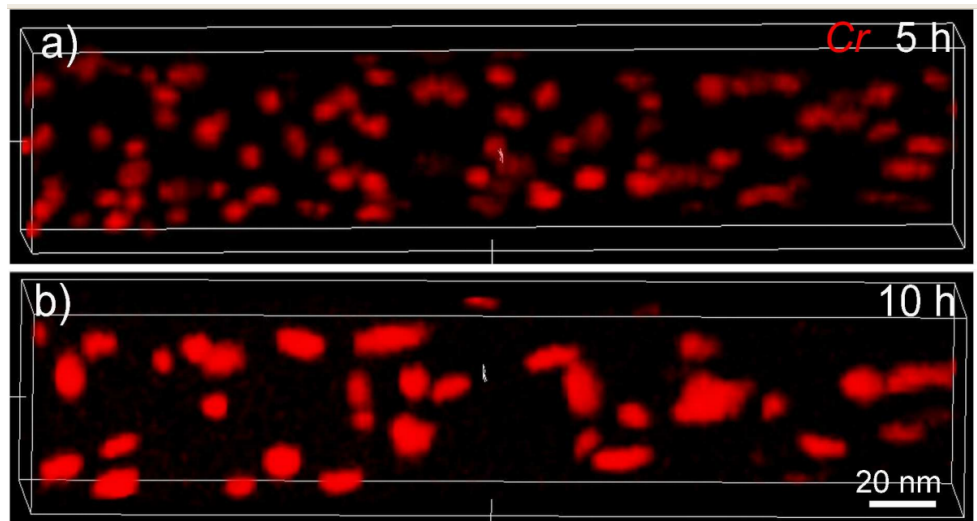


FIGURE 2.13 – Volumes reconstruits en 3D des états : a) trempé et revenu à 440°C pendant 5h, b) vieilli 440°C pendant 10h. [Chbihi, 2011]

L'ensemble des données présentées ci-dessous vont permettre d'identifier les paramètres de la loi de comportement thermo-métallurgique qui sera utilisée pour modéliser l'adoucissement dans le modèle numérique de soudage.

2.4.3.1 Traitements thermiques

Les traitements thermiques sont réalisés sur une machine Gleeble® 3500 (appareil co-financé par le Fonds Européen de Développement Régional FEDER). La Gleeble est un simulateur thermo-mécanique permettant de reproduire sur une éprouvette instrumentée des cycles thermiques avec des cinétiques rapides de chauffage et de refroidissement. Il est également possible de faire des essais mécaniques dans une large gamme de conditions isothermes et anisothermes. Les éprouvettes sont tenues par des mors qui sont refroidis en continu. La régulation en température s'effectue par un thermocouple situé en surface au centre de l'éprouvette. L'éprouvette est donc soumise à des gradients thermiques plus ou moins importants selon la longueur, la section de l'éprouvette et la nature des mors.

Pour minimiser le nombre d'essais les gradients thermiques axiaux sont exploités. Un même essai apporte donc des informations pour une durée de maintien donnée mais pour plusieurs niveaux de température. Pour optimiser le nombre d'essais, un certain nombre de précautions opératoires sont prises :

- Une zone utile de grande taille, soit 65mm d'espacement entre mors, est choisie.
- L'éprouvette est instrumentée par 4 thermocouples dans le but d'obtenir des informations sur les gradients thermiques en surface.
- Des mors en cuivre sont utilisés pour obtenir de forts gradients axiaux.
- Les essais s'effectuent sous vide secondaire pour éviter l'oxydation des éprouvettes.
- Un système de trempe par jet d'air est employé pour figer la microstructure en fin d'essai.

Les traitements thermiques isothermes sont choisis dans la gamme de température suivante : 500 à 800°C. La vitesse de montée en température est de 200°C/s pour minimiser les évolutions métallurgiques pendant la phase de chauffage. Durant tout l'essai, l'éprouvette est libre de se dilater (régulation à force nulle). En fin d'essai, une trempe par jet d'air comprimé permet d'obtenir des vitesses de refroidissement d'environ 120°C/s. Les éprouvettes sont usinées dans les barres de diamètre 15,4 mm à l'état trempé-étiré-revenu. La figure 2.14 représente une éprouvette Gleeble instrumentée en thermocouples de type K, de diamètre 125 µm et gainés par un tube d'alumine. Le thermocouple central (TC1) est serti en surface au centre de l'éprouvette et pilote la température de régulation de l'essai. Un exemple de cycles thermiques enregistrés au cours d'un essai est présenté en figure 2.15.

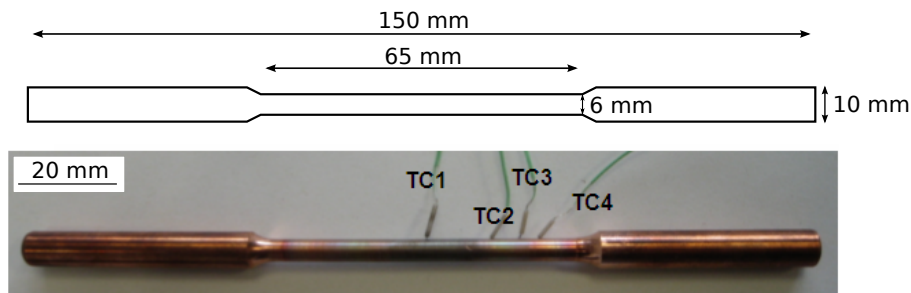


FIGURE 2.14 – Epreuve Gleeble® instrumentée en thermocouples.

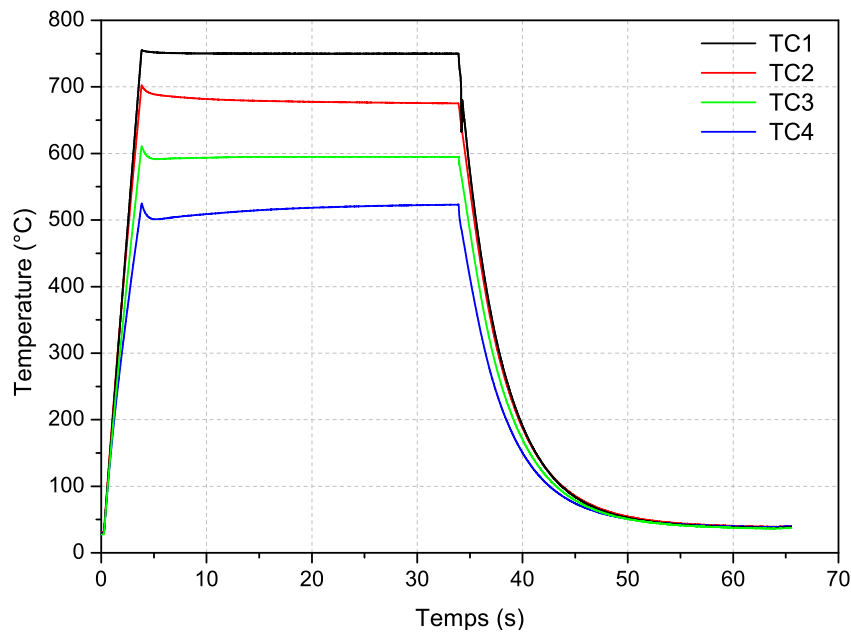


FIGURE 2.15 – Exemple de cycles thermiques au cours d'un essai Gleeble.

Pour obtenir le maximum d'information sur la distribution de température dans l'éprouvette, des simulations numériques sont menées avec le logiciel par éléments finis SYSWELD®. Un modèle électro-thermique (voir Chapitre 4) 2D axisymétrique rend compte des gradients

thermiques et montre l'uniformité radiale du champ thermique. Les conditions interfaciales mors/éprouvette sont ajustées via les valeurs des résistances de contact électrique et thermique afin de retrouver les températures expérimentales dans l'éprouvette Gleeble®. Les résultats de la simulation numérique d'un des essais sont présentés en figures 2.16 et 2.17. Au cours des paliers de température, le gradient thermique axial se stabilise quelques secondes après le début du palier. La comparaison simulation/expérience est satisfaisante et permet de connaître l'histoire thermique associée à chaque mesure de dureté.

Avec un coefficient d'échange, estimé à 750°C , de $h = 90\text{W}/\text{m}^2/\text{K}$ le nombre de Biot est de l'ordre de 8.10^{-4} . Cette très faible valeur indique que le champ thermique dans l'éprouvette est unidimensionnel. L'écart entre température à coeur et température de surface (750°C) calculé avec cette hypothèse est inférieur à 1°C ce qui est confirmé par la simulation numérique.

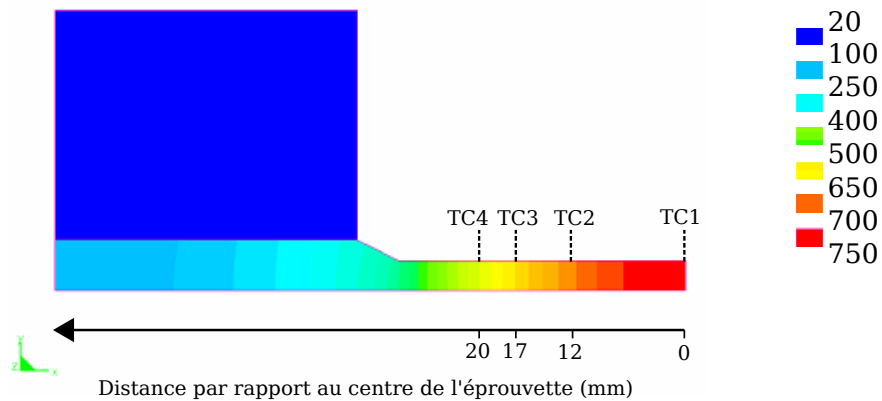


FIGURE 2.16 – Isovaleurs des températures (en $^{\circ}\text{C}$) en fin de palier.

2.4.3.2 Mesure de microdureté

Les mesures de microdureté Vickers sont réalisées sur deux appareils différents, soit au laboratoire LIMatB sur un microduromètre manuel, soit sur le site de PSA Peugeot Citroën à Vélizy avec un microduromètre automatique. La charge utilisée pour ces essais est de 300g . Les éprouvettes sont découpées en deux dans le sens de la longueur. Compte tenu du gradient thermique radial négligeable, la dispersion expérimentale est évaluée en effectuant des filiations de dureté perpendiculaires à l'axe de l'éprouvette. Les mesures effectuées sur une même isovaleur de température sont ensuite moyennées (figure 2.18).

Les figures 2.19 et 2.20 présentent les résultats obtenus. Les évolutions de dureté sont représentées en fonction de la température et des durées de maintien. La dureté du CuCr1Zr dans son état de réception (TER) est de $165 \pm 5\text{HV}$. Les filiations effectuées sur les barres à

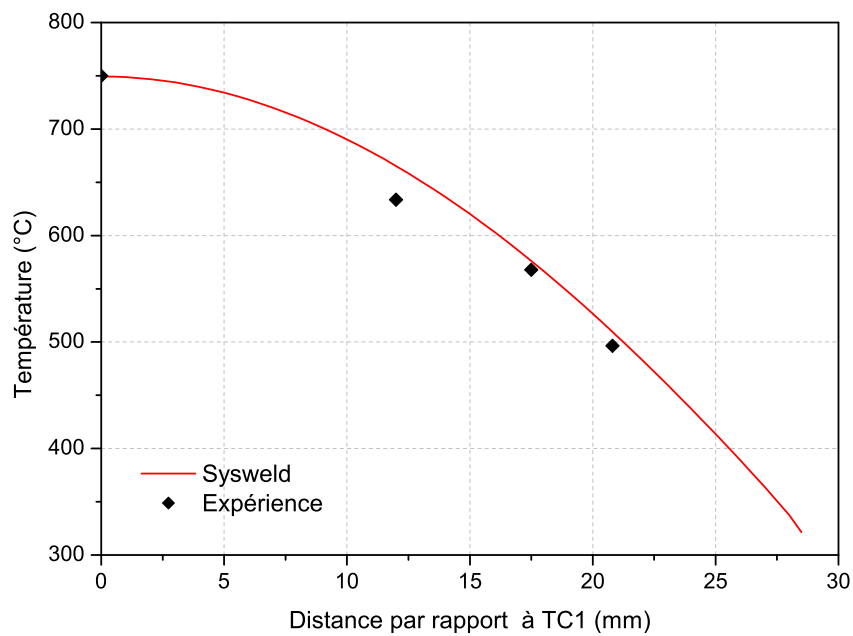


FIGURE 2.17 – Comparaison expérience/simulation numérique du gradient thermique axial en fin de palier.

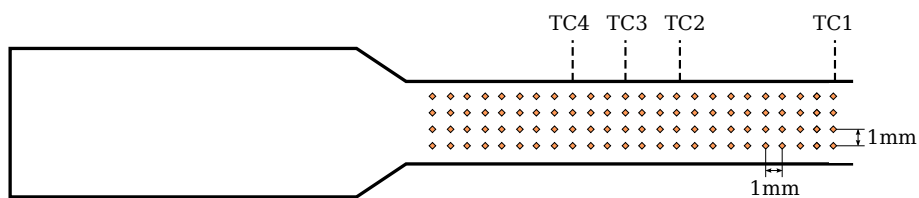


FIGURE 2.18 – Schéma des emplacements des indentations de microdureté.

l'état de réception, perpendiculairement ou dans le sens du fibrage, n'ont pas conduit à des différences de dureté significatives. La dureté minimale de l'alliage est déterminée à partir d'une éprouvette ayant subi un traitement thermique à 850°C pendant 60s (cf.2.5). Elle est d'environ $75 \pm 5\text{HV}$. Plus le maintien est long, plus la baisse de dureté est significative. Ce phénomène est d'autant plus important que les températures de maintien sont élevées. A partir de ces résultats, il est possible de tracer les évolutions de dureté en fonction de la durée de maintien à une température donnée (figure 2.21). Après un traitement thermique à 500°C pendant 300s, il n'y a pas de variation significative de dureté. A 800°C , il faut moins de 60s pour adoucir complètement le matériau alors qu'à 750°C , 300s sont nécessaires.

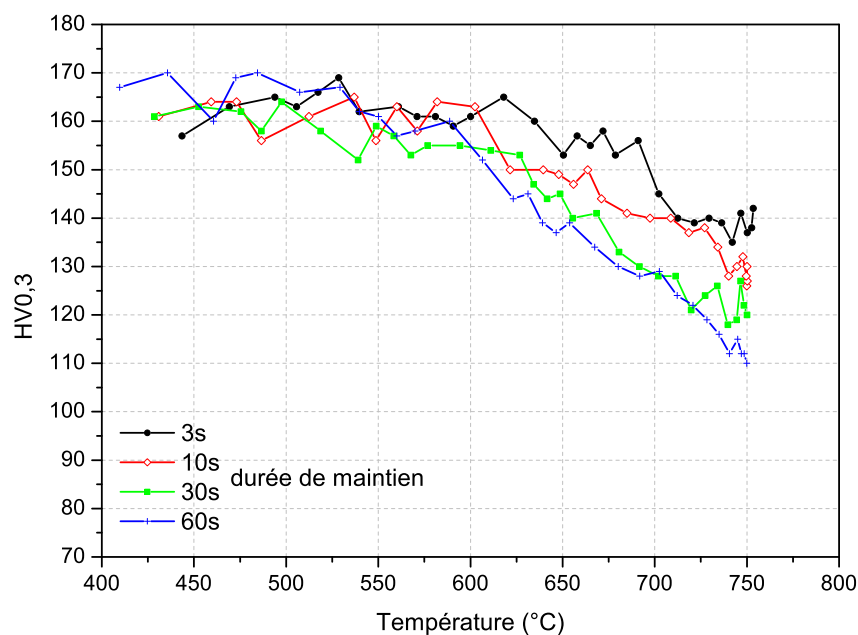


FIGURE 2.19 – Dureté vs température pour les essais isothermes à $TC1 = 750^{\circ}\text{C}$.

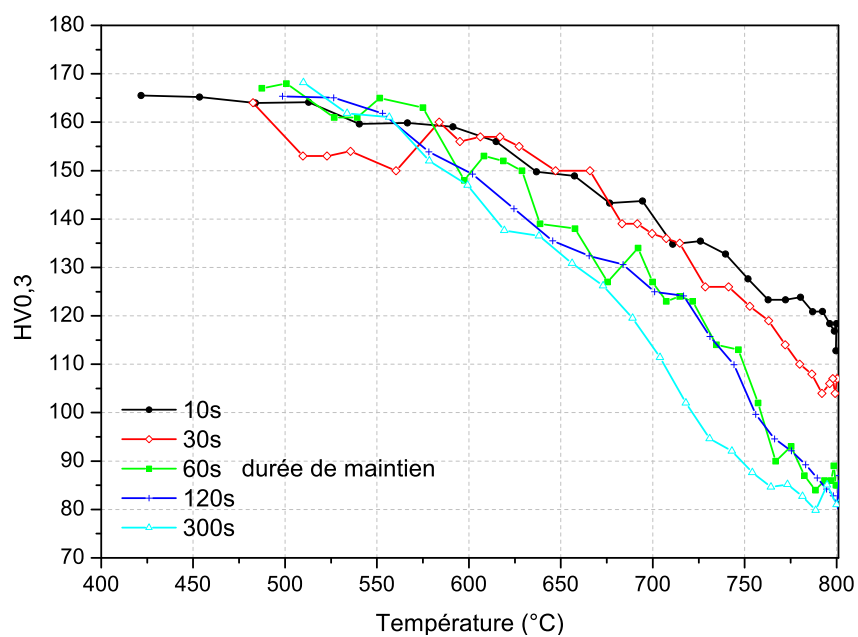


FIGURE 2.20 – Dureté vs température pour les essais isothermes à $TC1 = 800^{\circ}C$.

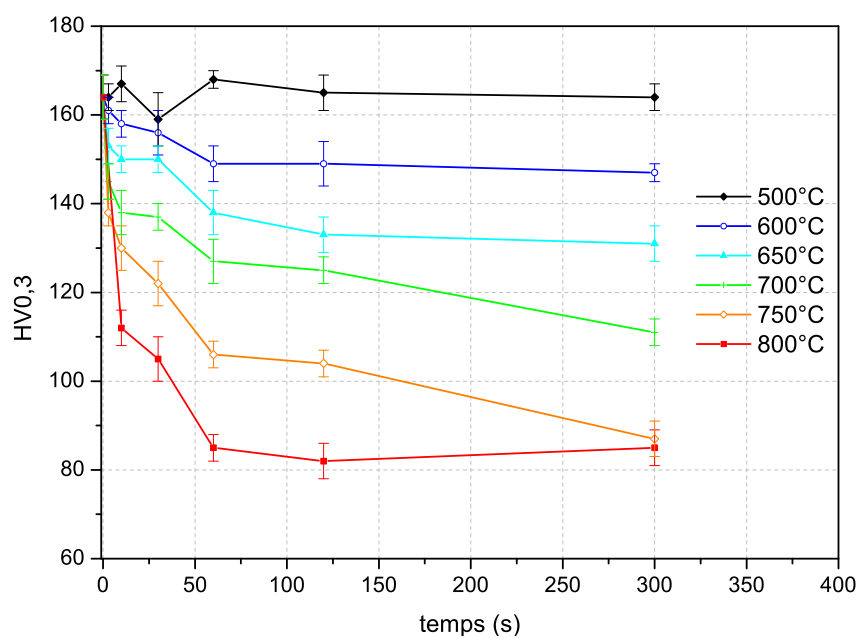


FIGURE 2.21 – Dureté vs durée de maintien pour des paliers isothermes.

2.5 Propriétés thermo-mécaniques

Ces campagnes d'essais visent à obtenir des informations sur le comportement mécanique du CuCr1Zr à différentes températures et pour des états métallurgiques variés. In fine, ces essais permettront d'identifier par méthode inverse les paramètres d'une loi de comportement élasto-viscoplastique. Des essais à l'ambiante et dans la gamme de température comprise entre 500 et 800°C sont effectués.

2.5.1 Propriétés à 20°C

Une première série d'essais consiste à réaliser des essais de traction à température ambiante sur une machine électromécanique Instron 4505. L'objectif est d'étudier l'influence des évolutions microstructurales sur les propriétés mécaniques.

Les essais de traction sont précédés d'une phase de préparation des éprouvettes. Des échantillons à l'état de réception (TER) subissent des traitements thermiques sur machine Gleeble afin d'obtenir différents états de vieillissement du matériau. Les éprouvettes sont usinées dans les barres de diamètre 15,4mm, c'est à dire parallèlement à la direction d'étirage qui est aussi la direction de sollicitation principale en compression des électrodes. Les éprouvettes mesurent 150mm de long et ont un diamètre de 6mm. Cette géométrie, de même que l'utilisation des mors en molybdène minimisent au maximum le gradient thermique axial. Comme pour la caractérisation des propriétés métallurgiques, les éprouvettes sont instrumentées de quatre thermocouples de type K. Le thermocouple central permet de réguler la température des essais et les trois autres apportent des informations sur le gradient thermique. Les essais se font sous vide secondaire.

La vitesse de montée en température est de 200°C/s pour minimiser les évolutions métallurgiques pendant la phase de chauffage. Durant tout l'essai, l'éprouvette est libre de se dilater (régulation à force nulle). En fin d'essai, une trempe par jet d'air comprimé permet d'obtenir des vitesses de refroidissement d'environ 120°C/s. Le tableau 2.2 regroupe les températures des paliers isothermes et la durée des paliers pour toutes les éprouvettes testées. Des mesures de micro-dureté sont faites autour du thermocouple de régulation pour connaître le taux d'adoucissement X du CuCr1Zr qui est calculé par la formule suivante :

$$X = \frac{HV_{max} - HV}{HV_{max} - HV_{min}} \quad (2.1)$$

Température du palier (°C)	Durée du palier (s)	HV 0,3	taux d'adoucissement (%)
0	0	165	0
725	10	130	40
775	10	111	60
800	40	83	90
850	60	75	100

TABLE 2.2 – Description des traitements thermiques.

Des essais de traction à l'ambiante sont réalisés sur ces éprouvettes vieilles, ainsi que sur trois éprouvettes non vieilles. Un extensomètre longitudinal permet de mesurer la déformation au niveau de la zone utile ($\pm 5\text{mm}$ autour de TC1), considérée comme thermiquement homogène de l'éprouvette Gleeble®. Les essais mécaniques sont pilotés par le déplacement de la traverse. La vitesse de déplacement de la traverse est imposée à 10mm/min . La figure 2.22 représente l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour tous les cas étudiés.

Les résultats obtenus montrent que les propriétés mécaniques à l'ambiante sont fortement impactées par l'adoucissement du matériau. Ainsi la limite d'élasticité diminue avec le taux d'adoucissement. Cependant, le module d'Young n'est pas affecté par le vieillissement à l'ambiante.

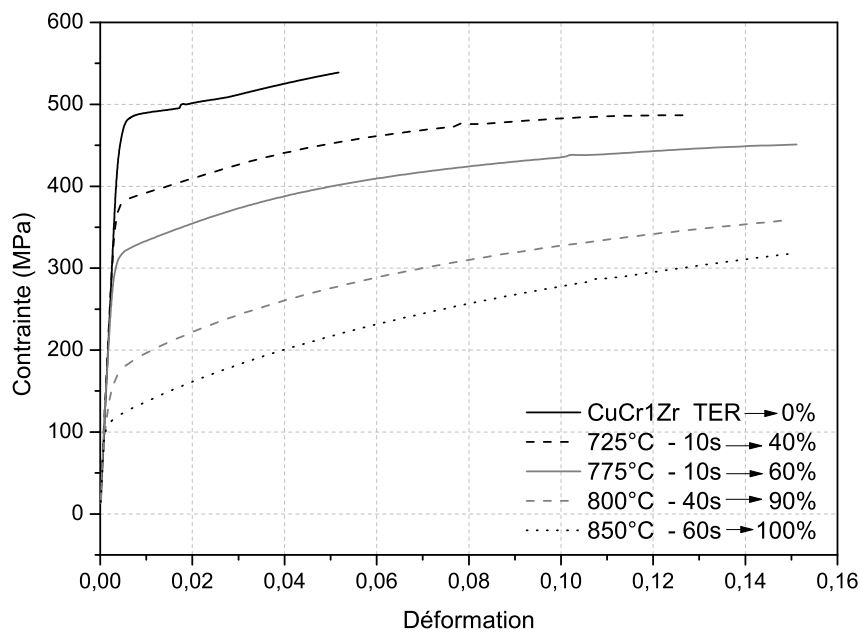


FIGURE 2.22 – Courbes contrainte-déformation à 20°C pour différents traitements de vieillissement.

2.5.2 Propriétés entre 500 et 800°C

Le comportement thermo-mécanique de l'alliage est caractérisé dans différents états de précipitation et dans la gamme de température comprise entre 500 et 800°C . Ceci correspond aux températures qui affectent la dureté du CuCr1Zr (voir section 2.4.3). Avant leur sollicitation mécanique les éprouvettes subissent différents traitements thermiques avec des durées de maintien variables. Pour limiter le nombre d'essais, et donc le nombre d'éprouvettes, chaque essai est divisé en plusieurs étapes. Les deux ou trois premières sont composées d'une phase de traction à vitesse de déplacement vérin constante et d'une phase de relaxation de 20 à 30s (déplacement du vérin bloqué). Pour une éprouvette deux à trois vitesses de déformation sont testées entre 10^{-4} et 7.10^{-3}s^{-1} selon la température et l'état métallurgique caractérisé. L'étape de relaxation permet de balayer plusieurs décades en vitesse de déformation. Ces étapes apportent des informations sur le module d'Young, la limite d'élasticité et sur la viscosité du CuCr1Zr. La

dernière étape consiste à faire deux cycles de traction / compression (essai Bauschinger) pour caractériser l'écrouissage du matériau. Cette dernière étape est illustrée uniquement pour un essai.

2.5.2.1 Dispositif expérimental et protocole

Les essais s'effectuent sur machine Gleeble®. Les éprouvettes cylindriques mesurent 150mm de long et 10mm de diamètre. Des mors en molybdène sont utilisés pour minimiser les gradients thermiques au niveau de la zone centrale. Trois thermocouples de type K de diamètre de fil $125\mu\text{m}$ sont sertis sur l'éprouvette. Le thermocouple central est le thermocouple de régulation, et les deux autres situés à 5mm de chaque côté de celui-ci permettent de caractériser le gradient thermique axial au niveau de la zone utile. Un extensomètre diamétral est positionné au niveau de TC1, il permet d'enregistrer la déformation orthoradiale au cours de l'essai. L'essai mécanique est piloté par le déplacement du vérin. La vitesse de chauffage est de $10^\circ\text{C}/\text{s}$ et un palier de maintien en température est réalisé avant de lancer la partie mécanique de l'essai.

2.5.2.2 Résultats

La figure 2.23 présente l'évolution de la contrainte en fonction de la déformation pour les essais à 500°C , 600°C et 650°C . A ces températures, seulement deux tractions suivies de relaxation sont réalisées. Les vitesses de déformation sont regroupées dans le tableau 2.3. Dans certains cas, la vitesse de déformation étant variable au cours de la phase de traction, une valeur moyenne est indiquée dans ce tableau. Lors de la première traction, la zone plastique du matériau est à peine atteinte. Avec des durées de maintien de 60s à ces températures, la microstructure évolue peu. La caractérisation est donc faite sur du CuCr1Zr peu vieilli. A noter que la phase de relaxation n'est en réalité qu'une "quasi-relaxation". Le blocage du vérin entraîne en effet une relaxation des contraires mais elle s'accompagne d'une augmentation de la déformation du fait de la rigidité non parfaite de la machine Gleeble.

Les courbes contrainte vs. déformation à 700°C et 750°C sont présentées en figure 2.24. Les vitesses de déformation apparaissent dans le tableau 2.4. Pour ces températures, deux états de précipitation sont caractérisés : un état peu vieilli (durée de maintien courte) et un état complètement adouci (durée de maintien longue). Par rapport à l'état peu vieilli, les propriétés mécaniques chutent pour l'état adouci à une température donnée.

Une forte chute de la limite d'élasticité entre la première et la seconde traction est observable pour l'essai à 750°C - 30s. Le vieillissement du CuCr1Zr est important au cours de l'expérience.

Température ($^\circ\text{C}$)	Durée du palier (s)	$\dot{\epsilon}_1$ (10^{-3}s^{-1})	$\dot{\epsilon}_2$ (10^{-3}s^{-1})
500	60	0,38 (variable)	1,98
600	60	0,25	0,10
650	60	0,35	0,42 (variable)

TABLE 2.3 – Vitesses de déformation pour les essais à 500°C , 600°C et 650°C .

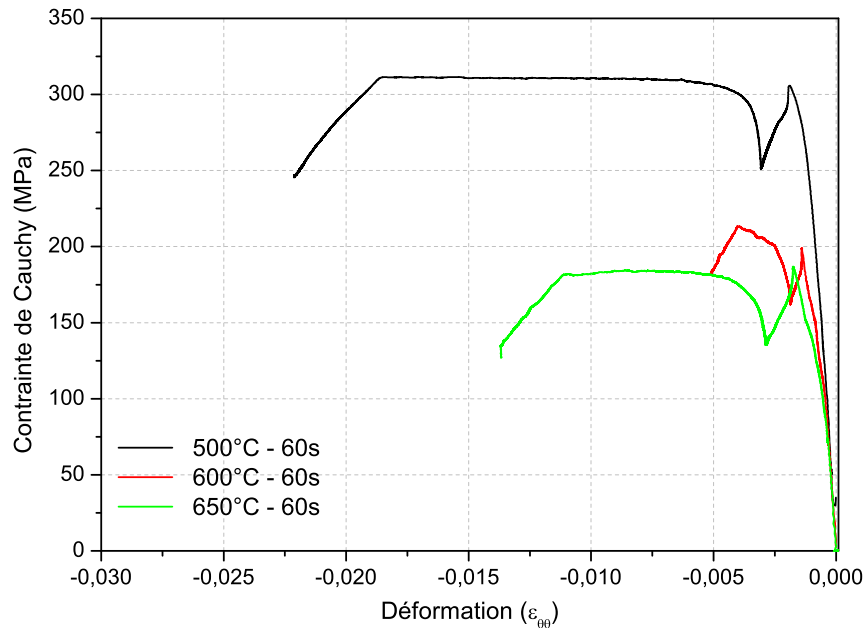


FIGURE 2.23 – Courbes contrainte-déformation à 500°C, 600°C et 650°C.

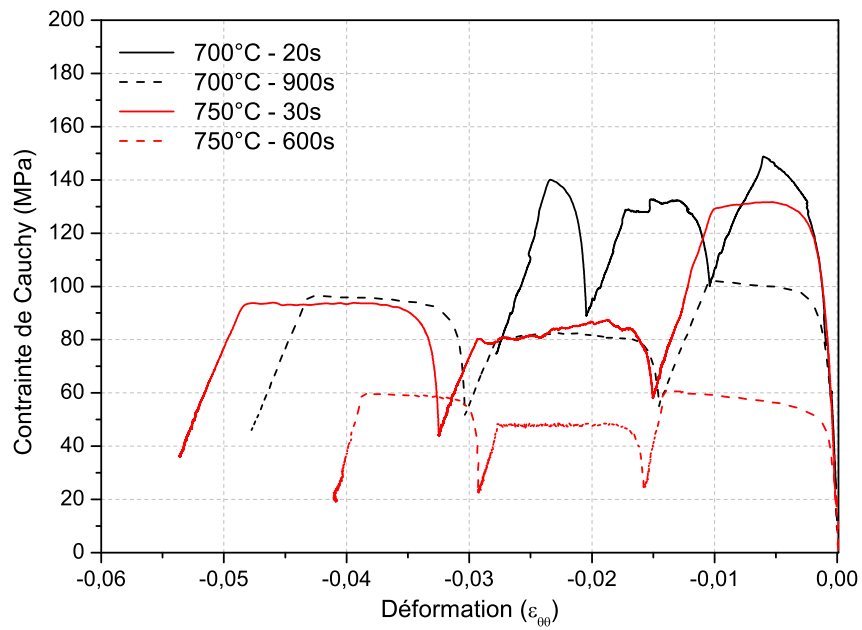


FIGURE 2.24 – Courbes contrainte-déformation à 700°C et 750°C.

Température ($^{\circ}C$)	Durée du palier (s)	$\dot{\epsilon}_1$ ($10^{-3}s^{-1}$)	$\dot{\epsilon}_2$ ($10^{-3}s^{-1}$)	$\dot{\epsilon}_3$ ($10^{-3}s^{-1}$)
700	20	3,80 (variable)	0,54	3,32
700	900	4,27	0,79	5,16
750	30	5,20	0,86	6,68
750	600	5,36	0,64	3,60

TABLE 2.4 – Vitesse de déformation pour les essais à $700^{\circ}C$ et $750^{\circ}C$.

Les résultats des deux derniers essais à $775^{\circ}C$ et $800^{\circ}C$ présentés en figure 2.25. A ces températures les cinétiques d'adoucissement sont tellement rapides qu'il est difficile de caractériser le matériau dans l'état non vieilli. La contrainte d'écoulement décroît lors de la première traction de l'essai à $775^{\circ}C$. Cela montre que la microstructure est en train de subir des transformations. Ce phénomène est également visible au niveau de la deuxième traction de l'essai à $800^{\circ}C$.

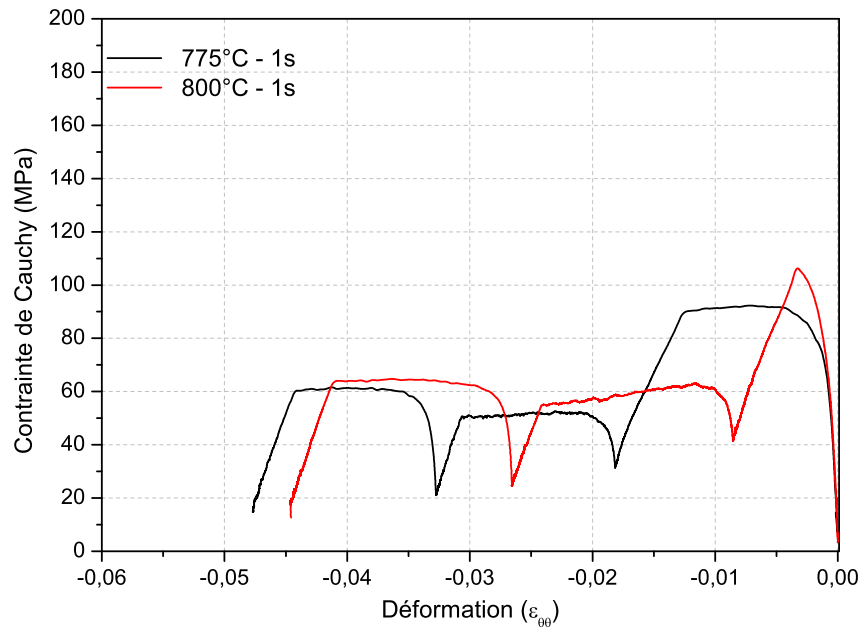


FIGURE 2.25 – Courbe contrainte-déformation à $775^{\circ}C$ et $800^{\circ}C$.

Température ($^{\circ}C$)	Durée du palier (s)	$\dot{\epsilon}_1$ ($10^{-3}s^{-1}$)	$\dot{\epsilon}_2$ ($10^{-3}s^{-1}$)	$\dot{\epsilon}_3$ ($10^{-3}s^{-1}$)
775	1	5,82	0,74	4,75
800	1	1,89	0,90	5,79

TABLE 2.5 – Vitesse de déformation pour les essais à $775^{\circ}C$ et $800^{\circ}C$.

Un exemple des résultats obtenus pour les deux cycles de traction-compression réalisés en fin d'essai est présenté en figure 2.26.

Ces données expérimentales seront utilisées pour l'identification des modèles mécaniques.

Comme cela sera montré au chapitre 4, on peut décrire les essais effectués au dessus de 500°C avec un modèle élasto-viscoplastique sans écrouissage.

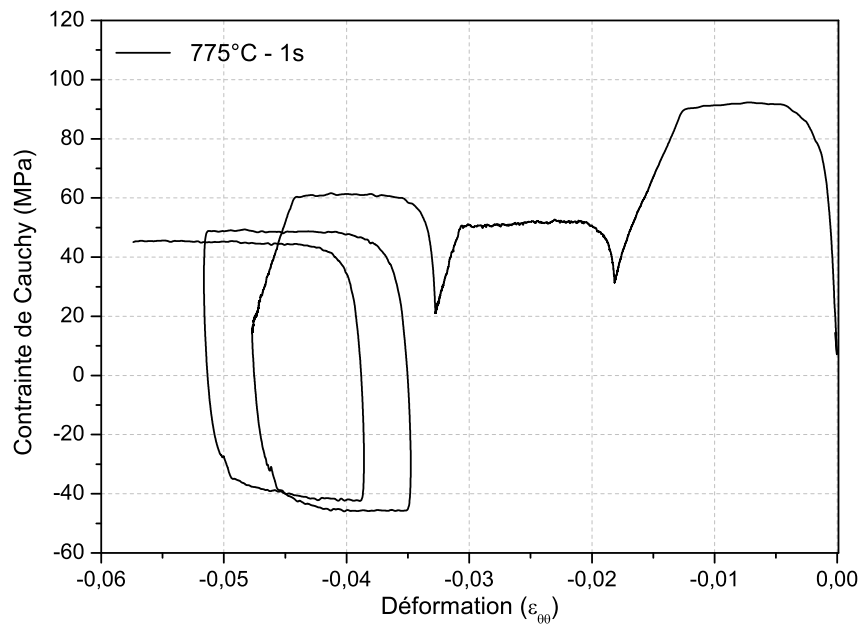


FIGURE 2.26 – Courbes contrainte-déformation à 775°C avec cycles de traction-compression finaux.

2.6 Propriétés thermo-physiques

La phase de caractérisation des propriétés physiques du CuCr1Zr est incontournable. En effet ces données sont importantes pour alimenter les modèles de simulation numérique. Pour la caractérisation des propriétés du CuCr1Zr, une partie des échantillons (échantillons TER) est issue des barres de diamètres 15,4mm, et donc n'a pas subi la dernière étape du procédé de fabrication : la frappe à froid des électrodes. D'autres ont subi un traitement thermique de sur-revenu sur machine Gleeble®. Les autres échantillons (échantillons TE) sont aussi issus de ces mêmes barres, mais avant le traitement de revenu.

Pour résumer, les échantillons étudiés sont les suivants :

- TE : ont subi une partie des étapes du traitement (Trempe et Etiré - étape 4 figure 2.3)
- TER : ont subi l'ensemble des étapes du traitement thermique (Trempe, Etiré et Revenu - étape 5 figure 2.3)
- TER + vieilli : ont subi l'ensemble des étapes du traitement thermique (trempe, étiré et revenu) + un traitement thermique à 800°C pendant 300s sur machine Gleeble®.

2.6.1 Masse volumique

La masse volumique du CuCr1Zr est d'abord déterminée à 20°C grâce à une balance basée sur le principe d'Archimède. Plusieurs mesures sont effectuées sur le même échantillon. La masse volumique à 20°C est de $\rho_{20}^{vol} = 8900 \pm 40 \text{ kg.m}^{-3}$.

Lors des essais Gleeble® thermo-mécaniques (voir section 2.5), l'extensomètre diamétral permet de déterminer le coefficient de dilatation lors de la phase de chauffage de l'essai puisque la régulation se s'effectue à force nulle. Le coefficient de dilatation est déterminé en fonction de la température à partir de plusieurs essais Gleeble®. Les résultats sont regroupés dans le tableau 2.6 :

Température (°C)	Coefficient de dilatation $\alpha_T (K^{-1})$
20	référence
200	17,3.10 ⁻⁶
400	18,7.10 ⁻⁶
600	20,1.10 ⁻⁶
800	21,7.10 ⁻⁶

TABLE 2.6 – Coefficient de dilatation du CuCr1Zr en fonction de la température.

La masse volumique ρ_T^{vol} à la température T du CuCr1Zr se déduit à partir de la formule suivante :

$$\rho_T^{vol} = \frac{\rho_{20}^{vol}}{1 + 3\alpha_T(T - 20)} \quad (2.2)$$

Avec ρ_T^{vol} la masse volumique à la température T (kg.m^{-3}) ; ρ_{20}^{vol} la masse volumique à 20°C ; α_T le coefficient de dilatation (K^{-1}) et T la température (°C).

L'évolution de la masse volumique du CuCr1Zr en fonction de la température est présentée en figure 2.27. Ces résultats sont comparés avec les mesures de Preston et al. [Preston et al., 2003] qui ont caractérisé un alliage Cu-0,5%Cr-0,06%Zr entre 20 et 400°C et celles de Pintsuk et al. [Pintsuk et al., 2010] qui ont caractérisé un alliage Cu-0,8%Cr-0,08%Zr entre 20 et 500°C. Les mesures au sein de notre laboratoire sont quasiment identiques à celles de la littérature.

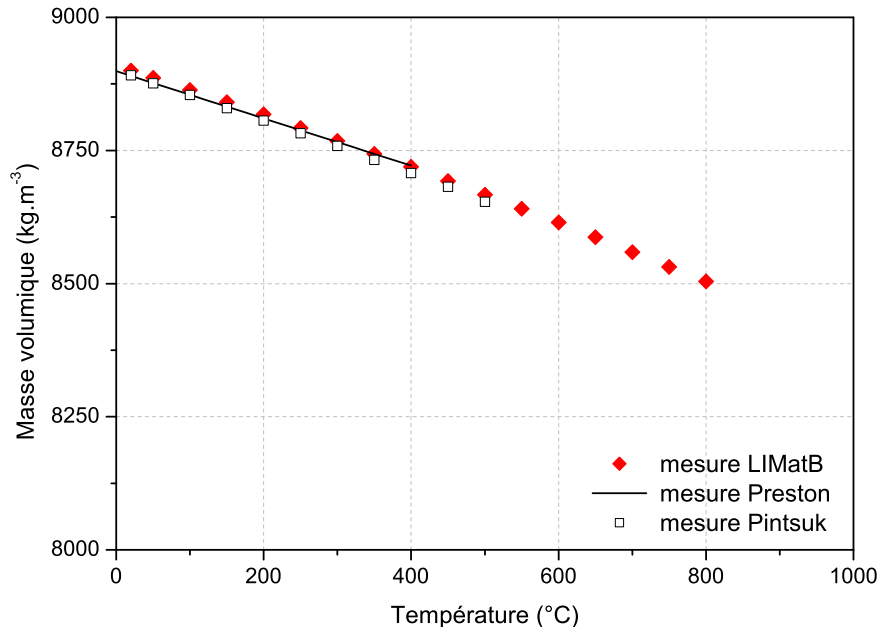


FIGURE 2.27 – Masse volumique du CuCr1Zr en fonction de la température [Preston et al., 2003],[Pintsuk et al., 2010].

2.6.2 Chaleur massique

Au cours de ces travaux, il n'y a pas eu de campagne de mesures de chaleur massique (C_p). Les valeurs utilisées sont issues de la littérature. La figure 2.28 regroupe plusieurs mesures obtenues pour différents alliages de CuCr1Zr. Les ordres de grandeurs sont identiques mais des différences sont constatées. Les allures des courbes de Preston et al. [Preston et al., 2003], Thieblemont [Thieblemont, 1992] et de Pintsuk et al. [Pintsuk et al., 2010] sont les mêmes, contrairement à celle de Wisniewski [Wisniewski, 2009] qui présente une évolution linéaire du C_p avec la température. Faute de pouvoir expliquer l'origine des différences constatées, les valeurs de C_p retenues dans cette étude sont des valeurs moyennes calculées à partir de ces données. La courbe moyenne se situe entre les courbes obtenues par Thieblemont et Wisniewski. L'incertitude sur ces valeurs pourra être estimée à $\pm 2,5\%$ comme dans l'étude de Pintsuk et al.

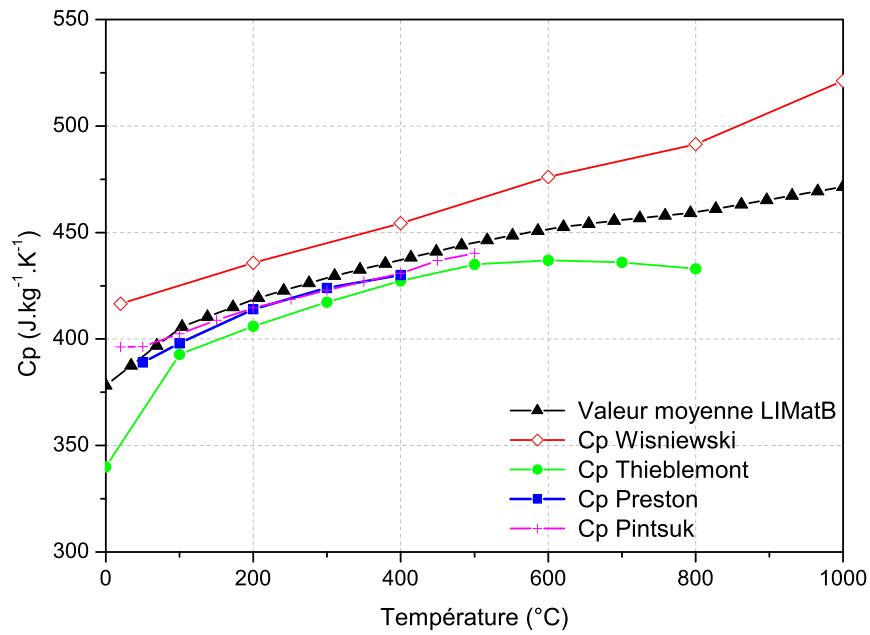


FIGURE 2.28 – Chaleur massique du CuCr1Zr en fonction de la température [Preston et al., 2003], [Thieblemont, 1992], [Wisniewski, 2009], [Pintsuk et al., 2010].

2.6.3 Mesures de conductivité thermique et de résistivité électrique

Pour la modélisation numérique du couplage thermo-électrique, la connaissance des conductivités électrique et thermique est nécessaire.

En pratique, c'est la résistivité électrique, grandeur inverse de la conductivité électrique, qui est mesurée. Cette propriété dépend de la température, de la concentration des éléments en solution solide et des défauts cristallins (lacunes, dislocations et joints de grains) [Dehmas et al., 2002].

La conductivité thermique des tôles a déjà fait l'objet de plusieurs études [Sibilia, 2003], [Sys, b] et est donc connue. Par contre l'évolution de la conductivité thermique du CuCr1Zr avec la température selon l'état métallurgique initial doit être étudiée. La conductivité thermique du CuCr1Zr est calculée à partir des mesures de diffusivité thermique, et à partir de la connaissance de la masse volumique et de la chaleur massique. La diffusivité thermique caractérise l'aptitude d'un matériau à diffuser la chaleur et caractérise donc son inertie thermique. Cette propriété intervient dans tous les processus de transfert de chaleur en régime instationnaire.

L'objectif de l'étude est de caractériser l'évolution des propriétés électriques et thermiques du CuCr1Zr avec la température selon l'état microstructural de l'alliage.

2.6.3.1 Dispositif de mesures de diffusivité thermique

Le laboratoire dispose d'un diffusivimètre à méthode flash LFA 457 - NETZSCH (appareil co-financé par le Fonds Européen de Développement Régional FEDER). Ce dispositif est composé d'un four convecto-radiatif, d'une source laser et d'un capteur infra-rouge (figure 2.29). L'une des faces de l'échantillon est soumise à une courte impulsion laser qui provoque une élévation de la température. Le capteur infra-rouge permet d'observer l'évolution de la température en fonction du temps sur la face opposée. Des exemples de ces signaux sont présentés en figure 2.30. Un système de régulation de la température du four permet de programmer les cycles thermiques désirés. La régulation en température de l'essai s'appuie sur un thermocouple de type S placé sur la surface de l'échantillon. Chaque essai est triplé afin de minimiser les erreurs de mesures.

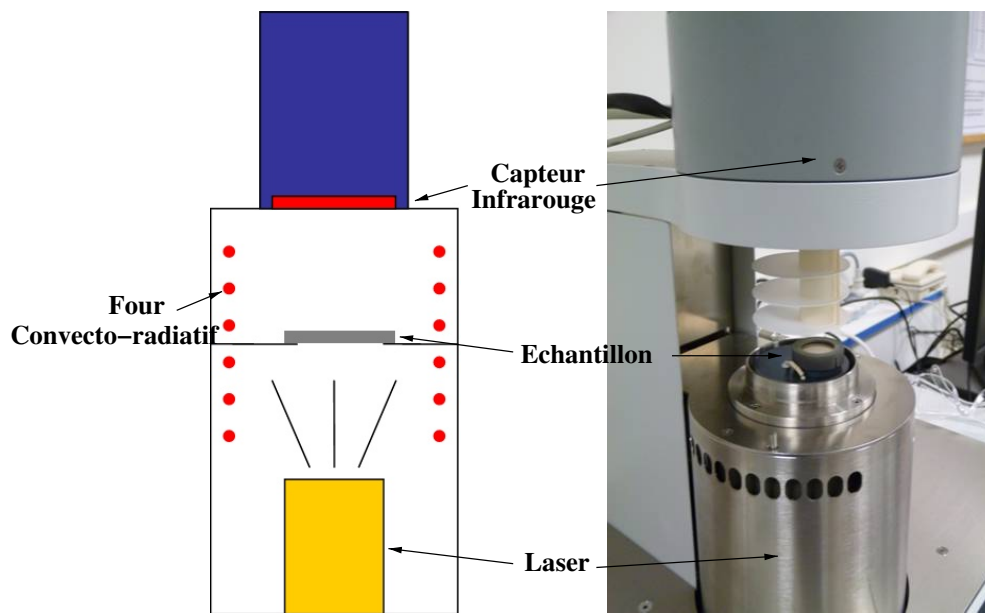


FIGURE 2.29 – Principe de la mesure de diffusivité thermique.

Les valeurs de diffusivité thermique se déduisent des signaux mesurés. Ces courbes sont ajustées grâce à différents modèles disponibles dans le logiciel d'analyse. Certains de ces modèles permettent de tenir compte des pertes de chaleur radiales. Pour ces mesures, le traitement des résultats est réalisé par un modèle Cape-Lehmann avec correction du pulse laser [Not].

Les échantillons sont cylindriques. Leur diamètre est de $12,7\text{mm}$ et l'épaisseur est comprise entre $1,2$ et 3mm . Les préconisations constructeur précisent que les dimensions des échantillons doivent respecter la condition suivante :

$$\frac{\Phi}{e} \geq 6 \quad (2.3)$$

Avec : Φ , le diamètre de l'échantillon et e , l'épaisseur.

Cependant les alliages de cuivre étant des matériaux très conducteurs, les temps de réponse sont très courts ce qui pose des problèmes pour le traitement des données. Dans notre cas, les

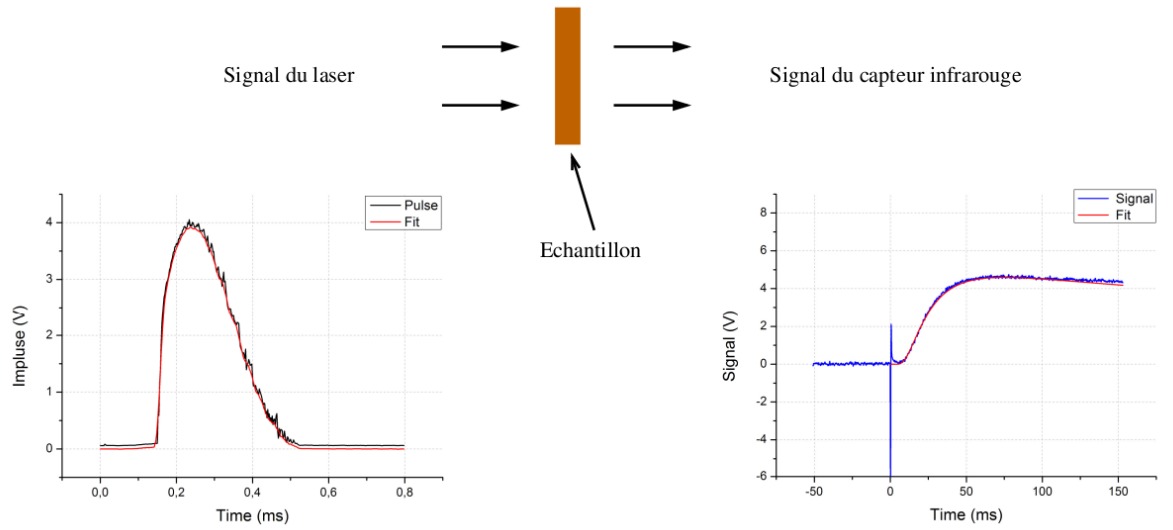


FIGURE 2.30 – Exemple des signaux lors des mesures de diffusivité thermique.

dimensions des échantillons ne respectent donc pas forcément la relation ci-dessus. L'épaisseur des échantillons est augmentée afin d'avoir un temps de réponse plus important. De plus, l'émissivité des faces des échantillons bruts de découpage étant très faible, le flux de chaleur entrant est peu absorbé. Afin de maximiser l'émissivité et par ce fait faciliter les mesures, tous les échantillons sont sablés. Ces essais s'effectuent sous atmosphère neutre (Argon) ou sous vide primaire pour minimiser l'oxydation de l'alliage CuCr1Zr.

Le four ne permet pas d'imposer de fortes vitesses de chauffage et de refroidissement. Les cinétiques de température doivent être suffisamment faibles pour être considérées à l'équilibre thermique. L'ensemble de ces données sont donc déterminées avec des cinétiques qui ne sont pas comparables à celles existantes lors du procédé de soudage. En effet, pour cette campagne d'essais, les vitesses de chauffage et de refroidissement sont très lentes, soit $0,1^\circ\text{C}/\text{s}$ au chauffage et $-0,1^\circ\text{C}/\text{s}$ pour la phase de refroidissement. A basse température (en dessous de 100°C), la variation de signal détectée par le capteur est très faible ce qui engendre une importante dispersion des mesures. Les mesures sont donc effectuées sur la gamme de température suivantes : 100 à 900°C par pas de 100°C .

La conductivité thermique sera déduite des mesures de diffusivité par la relation suivante :

$$\lambda = D\rho^{vol}C_p \quad (2.4)$$

Avec : λ , la conductivité thermique ($\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$) ; D , la diffusivité thermique ($\text{m}^2.\text{s}^{-1}$) ; ρ^{vol} , la masse volumique (kg.m^{-3}) ; C_p , la chaleur massique ($\text{J.kg}^{-1}.\text{K}^{-1}$).

Les incertitudes de mesure sont évaluées par le calcul suivant :

$$\frac{\Delta\lambda}{\lambda} = \frac{\Delta D}{D} + \frac{\Delta\rho^{vol}}{\rho^{vol}} + \frac{\Delta C_p}{C_p} \quad (2.5)$$

Plusieurs tests de diffusivité sont réalisés sur des échantillons Trempé Etiré Revenu (TER).

Une dispersion des mesures de l'ordre de $\pm 5\%$ est observée (figure 2.33). L'incertitude sur la chaleur massique est estimée précédemment à $\pm 2,5\%$. Ainsi l'incertitude sur les mesures de conductivité thermique est de $\pm 7,5\%$.

2.6.3.2 Dispositifs de mesures de résistivité électrique

Le laboratoire dispose d'un dilatomètre permettant de faire des mesures sur des échantillons de petite taille. Ce dilatomètre a été modifié pour effectuer des mesures de résistance électrique via une méthode 4 points (figure 2.31). Le four résistif équipant le dilatomètre a été conservé pour faire des mesures en fonction de la température. La canne en silice de l'appareil sert de porte-échantillon. L'armoire de commande permet la régulation du four et la programmation des cycles thermiques désirés. La régulation en température de l'essai se fait à l'aide d'un thermocouple de type S placé à la surface de l'échantillon.

Pour réaliser ces expériences, chaque échantillon est découpé à l'aide d'une micro-tronçonneuse. Les échantillons sont des prismes de section rectangulaire de $2\text{mm} \times 3\text{mm}$ et de longueur variant entre 30 et 45 mm. Les deux fils d'arrivée de courant de diamètre 0,8mm, ainsi que les deux fils de mesure de tension de diamètre 0,125mm, sont en chromel. Ils sont sertis sur chacun des échantillons selon le schéma 2.31. La distance L qui sépare les deux fils de mesure de tension est comprise entre 22 et 36 mm. Un thermocouple de type K est aussi sertis sur l'échantillon pour suivre les évolutions de la température. Un courant I d'intensité 1A est imposé par une alimentation stabilisée. La tension ΔV est mesurée par un nanovoltmètre. Les essais s'effectuent sous vide primaire pour minimiser l'oxydation de l'alliage CuCr1Zr.

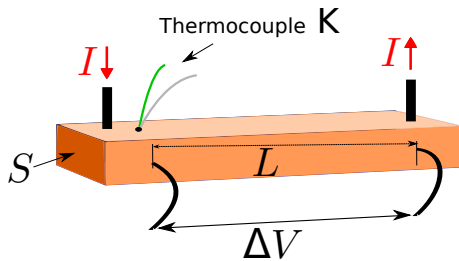


FIGURE 2.31 – Principe de la mesure de résistivité électrique.

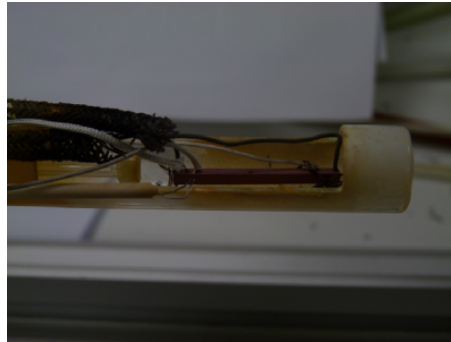


FIGURE 2.32 – Vue du banc de mesures de résistivité électrique.

Les cycles de température imposés se divisent en trois étapes :

- le chauffage : la vitesse maximale permise par le four est d'environ $10^\circ\text{C}/\text{s}$. Pour ces mesures, la gamme de vitesses utilisée est $[0, 1^\circ\text{C}/\text{s}; 10^\circ\text{C}/\text{s}]$.
- un palier en température : lorsque la température programmée est atteinte, elle est maintenue 10 minutes.
- le refroidissement : les vitesses de refroidissement programmées sont lentes à cause de la forte inertie du four. Ainsi les vitesses de refroidissement de tous les essais sont fixées à $0,2^\circ\text{C}/\text{s}$. A partir de 400°C le four ne suit plus la consigne programmée.

L'échantillon est traversé par un courant continu I qui est mesuré pendant toute la durée

de l'essai, ainsi que la différence de potentiel ΔV et la température. La résistivité se déduit des grandeurs mesurées par la relation :

$$\rho^{el} = \frac{RS}{L} = \frac{\Delta V}{I} \times \frac{S}{L} \quad (2.6)$$

Avec ρ^{el} la résistivité ($\Omega.m$), R la résistance (Ω), S la section de l'échantillon (m^2) et L la longueur de l'échantillon (m).

Pour évaluer les erreurs de mesure, un calcul d'incertitude est réalisé :

$$\frac{\Delta \rho^{el}}{\rho^{el}} = \frac{\Delta R}{R} + \frac{\Delta e}{e} + \frac{\Delta l}{l} + \frac{\Delta L}{L} \quad (2.7)$$

Avec e l'épaisseur de l'échantillon, l la largeur, et donc $S = e \times l$.

L'erreur sur les dimensions des échantillons est estimée à $50\mu m$ pour l'épaisseur et la largeur. Cette erreur est plus importante sur la longueur soit $100\mu m$. L'erreur sur la mesure de résistance est prise nulle. En effet, le système d'acquisition permet de faire alternativement, des mesures avec et sans passage de courant, et donc d'apporter une correction sur la valeur de la résistance. L'erreur relative est estimée dans le cas où elle est maximale, c'est-à-dire pour les échantillons de plus petite longueur :

$$\frac{\Delta \rho}{\rho} = 0 + \frac{0,05}{2} + \frac{0,05}{3} + \frac{0,1}{22} = 0,046 \quad (2.8)$$

Ainsi l'incertitude sur les mesures de résistivité électrique est d'environ 5%.

2.6.3.3 Résultats et analyses

Des essais de reproductibilité sont d'abord effectués pour les deux dispositifs de mesures sur des échantillons de CuCr1Zr TER (Trempe Ecroui Revenu).

Ensuite, des essais sur CuCr1Zr dans trois états microstructuraux différents sont réalisés. Ils vont permettre d'observer les deux types de transformations microstructurales qui peuvent affecter les échantillons :

- la précipitation : transformation observée sur les échantillons TE. En effet, le chrome est en solution dans la matrice de cuivre. Le chauffage de l'échantillon conduira à la formation de précipités de chrome.
- la dissolution : transformation observée sur les échantillons TER. Les échantillons TER sont au pic de dureté. Le chauffage va faire évoluer la distribution des nano-précipités de chrome par des mécanismes de coalescence et de dissolution.

La comparaison avec les essais sur l'état TER + vieilli, qui est représentatif de l'état microstructural de la face active d'une électrode qui s'est adoucie, permettra de déterminer s'il est nécessaire ou non de faire un couplage entre les évolutions microstructurales et celle des propriétés physiques. De plus des essais à différentes vitesses de chauffage sont réalisés pour relier les évolutions de la résistivité électrique avec les cinétiques des transformations métallurgiques affectant ce matériau.

a) Tests de reproductibilité

Dans un premier temps, des tests de reproductibilité sont réalisés sur des échantillons TER.

En diffusivité thermique, plusieurs épaisseurs de pastille de CuCr1Zr TER sont testées afin d'évaluer la dispersion de mesures. Les résultats sont présentés en figure 2.33. Plus l'épaisseur des pastilles augmente, plus la diffusivité est grande pour une température donnée.

La figure 2.34 présente la courbe de résistivité électrique moyenne ainsi que les écarts-types calculés qui ont été obtenus à partir de trois mesures. Pour ces essais, la vitesse de chauffage est de $0,2^\circ\text{C}/\text{s}$. La dispersion observée à partir de ces tests est du même ordre que l'incertitude relative estimée précédemment.

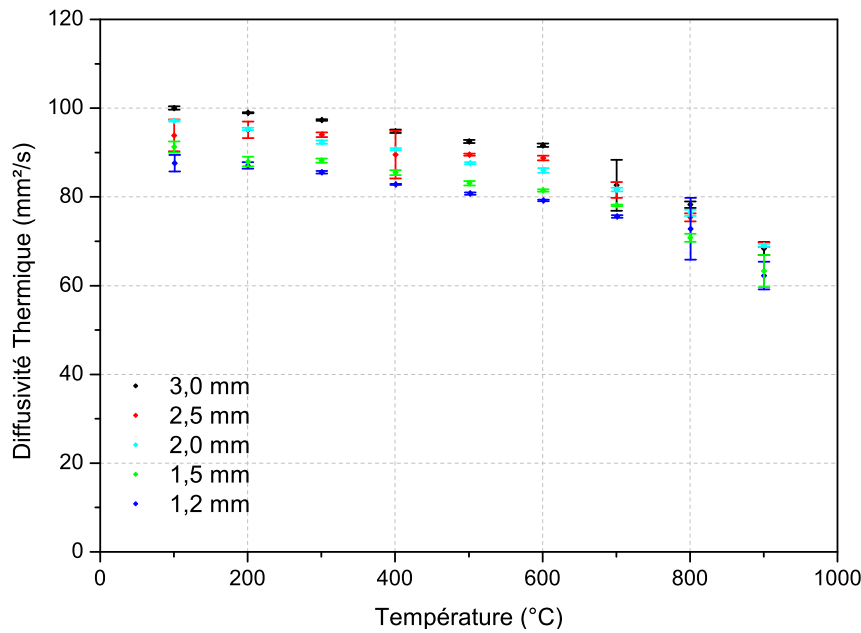


FIGURE 2.33 – Dispersion des mesures de diffusivité thermique en fonction de l'épaisseur des échantillons - CuCr1Zr TER.

b) CuCrZr TER

La figure 2.35 présente les valeurs de la conductivité thermique du CuCr1Zr à l'état TER. Entre 20 et 600°C la conductivité est stable et vaut environ $350\text{W.m}^{-1}.\text{K}^{-1}$. Au delà de 600°C , elle chute avec la température. Les mesures sont comparées avec les données issues de la bibliographie. Les résultats de Preston et al. et ceux de Pintsuk et al. sont compatibles avec nos mesures [Preston et al., 2003], [Pintsuk et al., 2010].

La figure 2.36 présente les trois courbes de résistivité électrique effectuées aux différentes vitesses de chauffage pour le matériau TER. Au chauffage, la résistivité évolue linéairement avec la température. Aux environs de $800/900^\circ\text{C}$, la pente de la courbe augmente.

Les courbes d'évolution de ces deux propriétés présentent un changement de pente à haute température qui est la signature des phénomènes de coalescence / dissolution des précipités.

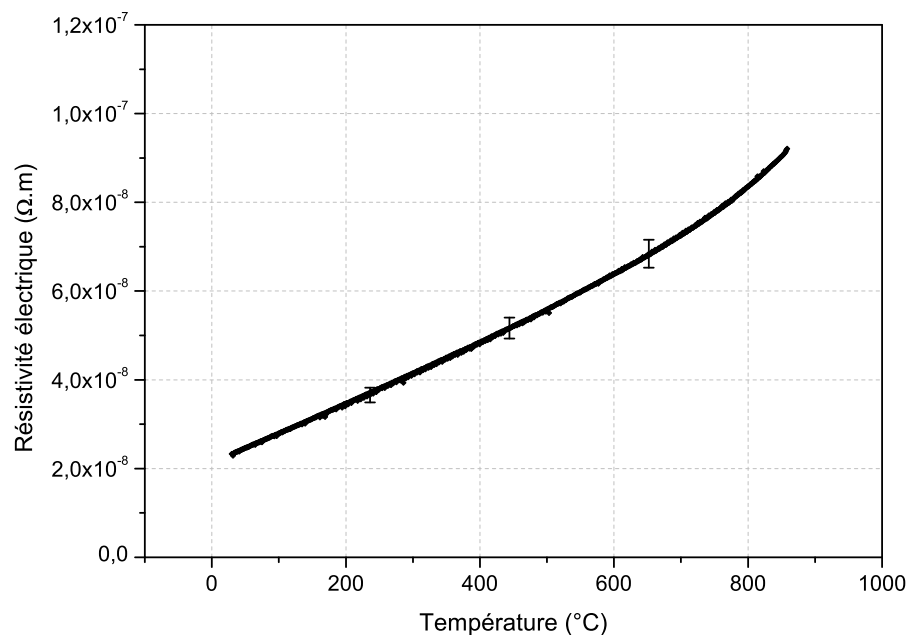


FIGURE 2.34 – Résistivité électrique du CuCr1Zr TER en fonction de la température.

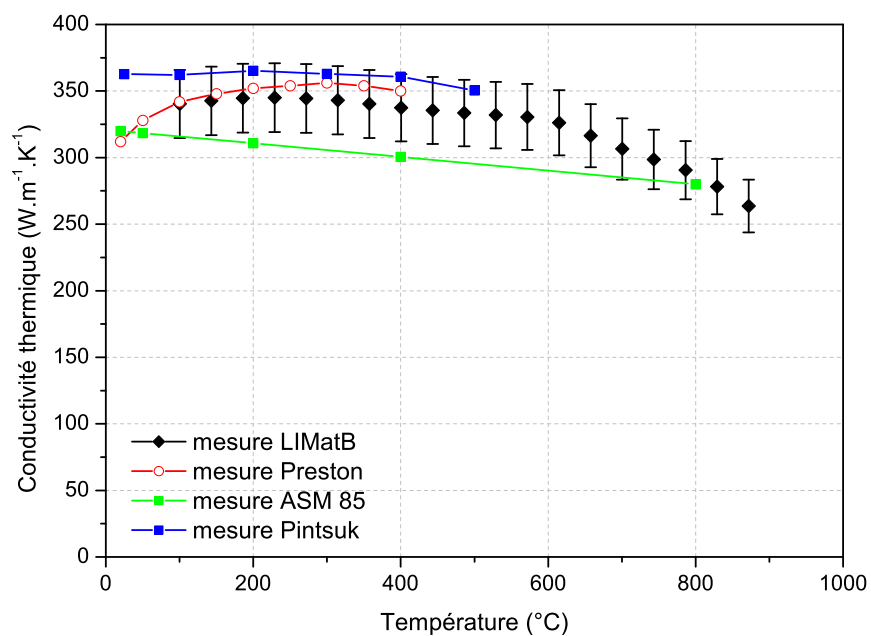


FIGURE 2.35 – Conductivité thermique du CuCr1Zr TER en fonction de la température [Preston et al., 2003], [Pintsuk et al., 2010].

Au début des essais, le matériau est composé d'une matrice de cuivre contenant des précipités de chrome de taille nanométrique (Chapitre 1). La montée en température provoque la perte de cohérence des précipités avec la matrice et leur coalescence (mûrissement d'Ostwald). Ensuite l'augmentation de la teneur en chrome dans la solution solide associée à la dissolution des précipités conduit à l'augmentation de la résistivité électrique et à la chute de la conductivité thermique.

Trois vitesses de chauffage des échantillons sont testées uniquement pour les mesures de résistivité. Pour les 3 vitesses choisies ($0,2^{\circ}\text{C/s}$, 1°C/s et 10°C/s), il n'y a pas d'influence significative sur les cinétiques de dissolution (figure 2.36). En effet, les différences observées entre ces trois courbes sont du même ordre que la dispersion de mesure. En revanche en condition de soudage, les vitesses de montées en température sont beaucoup plus rapides que les vitesses utilisées lors de ces essais, environ 3000°C/s . Actuellement au laboratoire, il n'existe pas de dispositif permettant de réaliser des mesures de résistivité électrique lors de tels traitements thermiques et d'étudier l'influence des vitesses en conditions réelles de soudage.

c) CuCrZr TE

Les mêmes expériences sont réalisées sur un matériau TE. La figure 2.37 présente les évolutions de la conductivité thermique du CuCr1Zr à l'état métallurgique TE avec la température. A 100°C la conductivité thermique est d'environ $170\text{W.m}^{-1}\text{.K}^{-1}$, elle est deux fois plus faible que pour l'échantillon TER à cette température. Elle augmente avec la température jusqu'à 500°C et à partir de 600°C elle diminue. Après refroidissement, le niveau de conductivité thermique est inférieur par rapport au cas TER.

Les mesures de résistivité électrique sont présentées en figure 2.38. Au début de l'essai à 20°C , la résistivité vaut $4,3 \cdot 10^{-8}\Omega.m$. Au chauffage, jusqu'à 400°C , la résistivité évolue linéairement avec la température. Pour la plus faible vitesse de chauffage, elle commence à chuter entre 400 et 500°C . Au environ de $800/900^{\circ}\text{C}$, la pente de la courbe augmente. Au refroidissement, la résistivité décroît jusqu'à $2,2 \cdot 10^{-8}\Omega.m$ ce qui est deux fois plus faible qu'au début de l'essai. Dans ce cas, la vitesse de chauffe a de l'influence sur les transformations métallurgiques. En effet, plus la vitesse de chauffage est grande, plus la précipitation est retardée dans le temps.

Au début des essais, le matériau se compose d'une matrice de cuivre sursaturée en chrome (Chapitre 1) ce qui engendre des différences significatives des propriétés physiques à basse température par rapport à l'état TER. Pour ces deux propriétés, un changement de pente est détecté au cours du chauffage au environ de 500°C . A cette température qui est similaire à celle du traitement de revenu, les précipités de chrome se forment, la concentration en chrome dans la matrice diminue ce qui explique ces changements.

Cet état métallurgique TE est représentatif d'une électrode qui aurait vu des températures supérieures à la température de mise en solution ($\simeq 1000^{\circ}\text{C}$). De tels niveaux de températures au sein d'un embout semblent peu probable au vu des résultats des mesures de températures obtenues au cours des essais de soudage (Cf chapitre 3). C'est pourquoi un traitement de revenu est effectué sur des échantillons TER afin d'obtenir une microstructure qui se rapproche au mieux de celle des embouts de soudage usés.

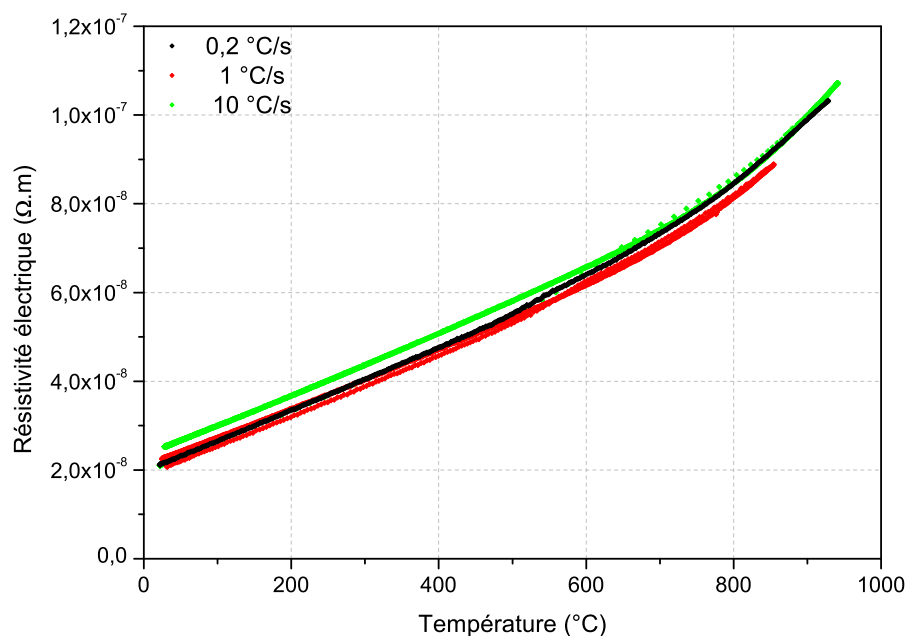


FIGURE 2.36 – Résistivité électrique du CuCr1Zr TER en fonction de la température pour 3 vitesses de chauffage.

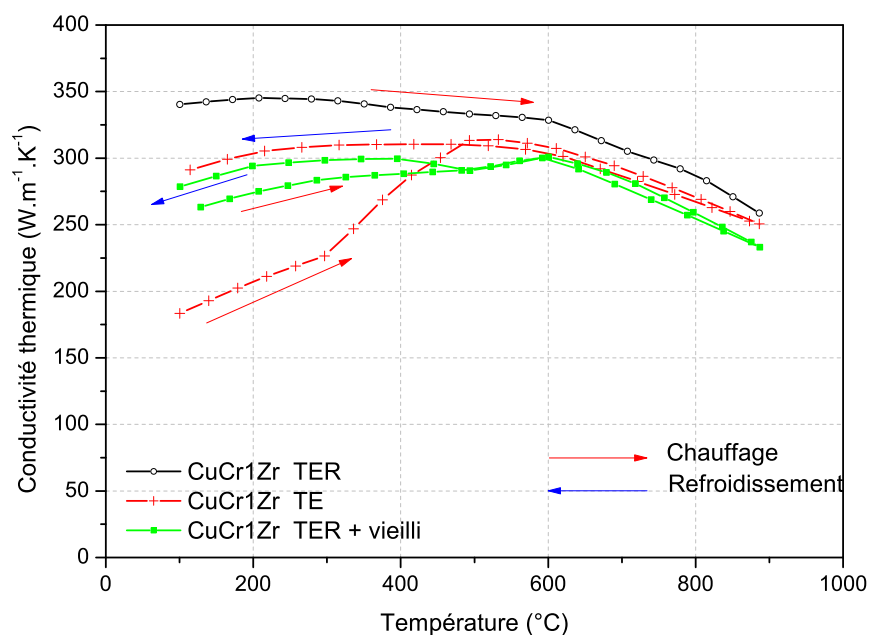


FIGURE 2.37 – Evolution de la conductivité thermique du CuCr1Zr avec la température selon l'état microstructural initial.

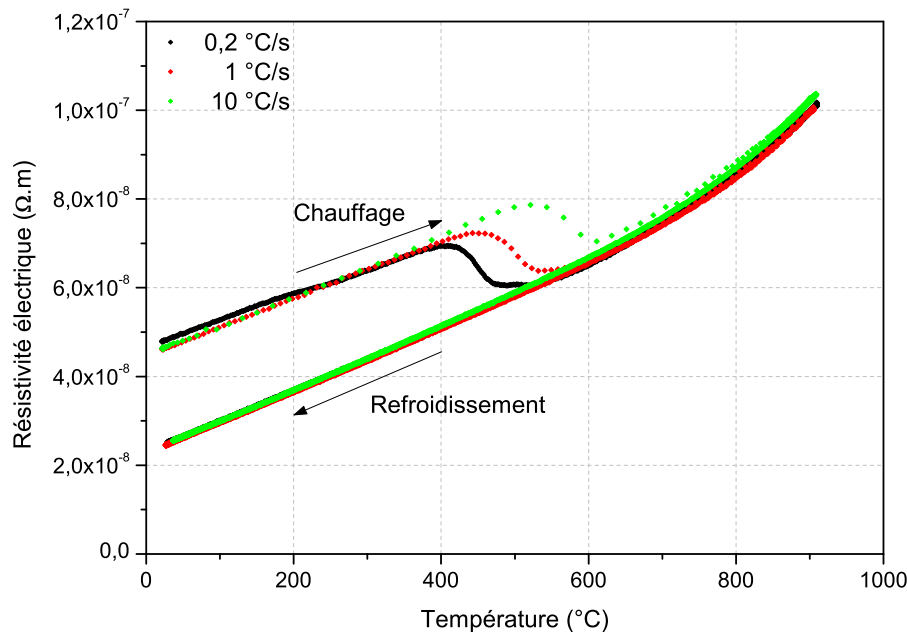


FIGURE 2.38 – Résistivité électrique du CuCr1Zr TE en fonction de la température pour 3 vitesses de chauffage.

c) CuCrZr TER + vieilli

Des éprouvettes subissent un traitement thermique pour s'approcher de l'état métallurgique de la face active d'une électrode après soudage. Le traitement est réalisé sur machine Gleeble®. Il consiste à chauffer une éprouvette de CuCr1Zr à 800°C en 4s, à maintenir cette température pendant 300s et ensuite à faire une trempe à l'air pour figer la microstructure.

La figure 2.37 présente les valeurs de la conductivité thermique du CuCr1Zr à l'état métallurgique TER + vieilli. Au début de l'essai la conductivité à 100°C est d'environ $260 W.m^{-1}.K^{-1}$ qui est une valeur intermédiaire entre les deux cas précédents. En fin de refroidissement, la valeur est de $280 W.m^{-1}.K^{-1}$.

Après ce traitement thermique, les valeurs de résistivité électrique mesurées lors du chauffage sont légèrement supérieures à celle obtenue au refroidissement pour des températures allant jusqu'à 500/600°C. A plus haute température les courbes sont confondues. Cet écart observé en conductivité thermique comme en résistivité électrique est en accord avec les observations au MET faites sur des échantillons ayant vécu les mêmes traitements thermiques. Au niveau de l'échantillon TER + vieilli, les précipités ont coalescé et peu d'entre eux se sont dissous dans la matrice de cuivre par rapport à l'échantillon TER. Il y a donc peu de chrome en solution et les propriétés physiques sont peu affectées.

Les résultats de résistivité sont comparés à la littérature (figure 2.40). Holztwarth a fait une expérience similaire à la nôtre. L'échantillon est issu d'un alliage de $Cu - 0,75\%mass.Cr - 0,1\%mass.Zr$ qui a été trempé et revenu (état similaire aux échantillons TER). Les vitesses de chauffage et de refroidissement sont de $0,02^\circ C/s$. Au chauffage, les valeurs issues des mesures

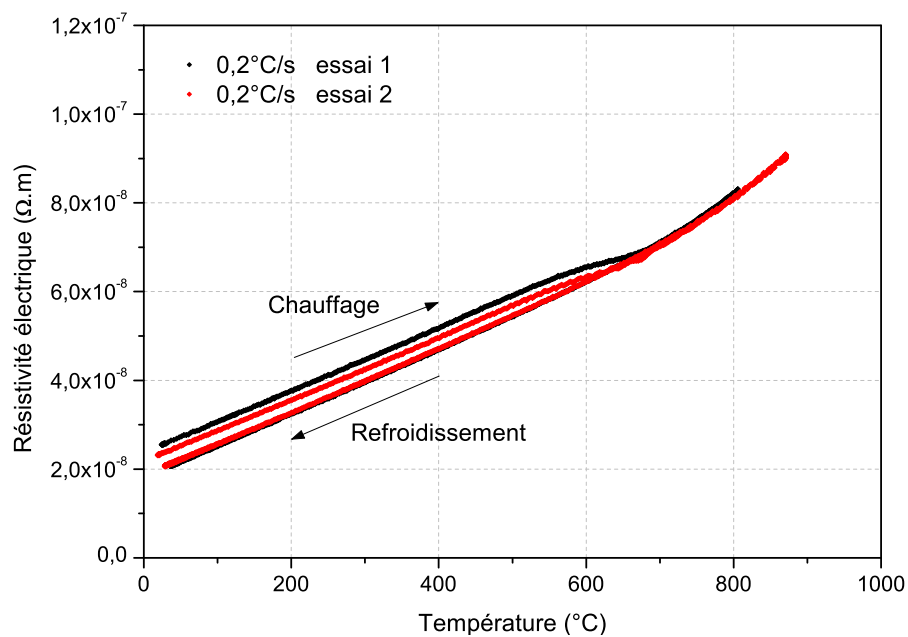


FIGURE 2.39 – Résistivité électrique du CuCr1Zr TER + vieilli en fonction de la température.

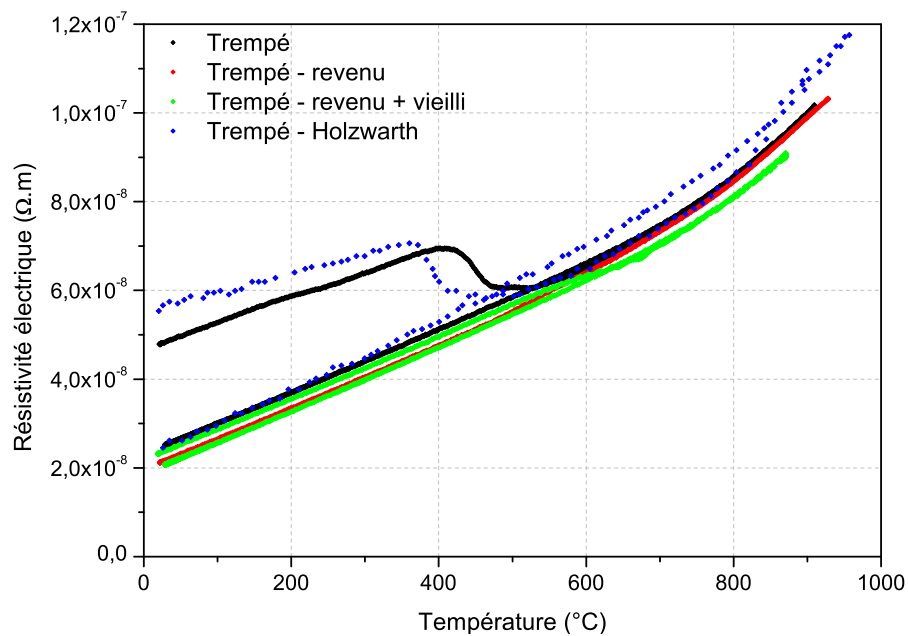


FIGURE 2.40 – Comparaison des mesures de résistivité électrique en fonction de la température.

de Holztwarth sont plus élevées que celles des mesures faites au laboratoire. De même que le phénomène de précipitation débute à plus basse température que pour l'essai TE-0, $2^{\circ}\text{C}/\text{s}$. Il y a également quelques différences à hautes températures. Ces écarts s'expliquent probablement par les différences de composition entre les deux matériaux et/ou par l'influence de la vitesse de chauffage sur les cinétiques de précipitation/coalescence/dissolution. Néanmoins ces mesures sont proches et les allures des courbes sont comparables.

d) Conclusion

La microstructure de l'alliage a bien de l'influence sur la conductivité thermique et la résistivité électrique. Néanmoins la comparaison des mesures sur les échantillons TER (=électrode neuve) et TER + vieilli (=électrode vieillie) montrent qu'il y a peu d'influence sur la résistivité électrique. Cette même comparaison montre qu'il y a des différences plus importantes pour les valeurs de conductivité thermique, différence que l'on peut estimer à environ 15% soit plus que l'incertitude expérimentale.

2.7 Mesures des Résistances de contact

Lorsque deux matériaux sont en contact, ce contact n'est pas parfait. L'interface est constituée d'une zone hétérogène formée d'aspérités en contact et d'un milieu interstitiel parfaitement isolant électrique et faiblement conducteur thermique. A l'interface, les lignes de courant ou de flux sont déviées vers les zones de contact mécanique et subissent une déformation analogue à un phénomène de constriction à l'approche des zones de contact. Ces phénomènes provoquent un accroissement de la résistance électrique et thermique dans une zone dite "perturbée" qui s'étend au-delà de la zone de contact et du milieu interstitiel [Rogeon et al., 2008] [Raelison, 2010].

La connaissance des propriétés interfaciales est indispensable pour modéliser les phénomènes électriques et thermiques au niveau des contacts. Deux techniques pour les mesurer sont répertoriées dans la littérature :

- in-situ : utilisée par Thieblemont [Thieblemont, 1992] et Le Meur [Le Meur, 2002].
- ex-situ : utilisée par Vogler [Vogler and Sheppard, 1993], Babu [Babu et al., 2001], Sibilia [Sibilia, 2003] et Raelison [Raelison, 2010].

Le laboratoire dispose de deux bancs de mesures développés au cours des travaux de thèse de Sibilia. Ces dispositifs de mesure ne permettent pas d'avoir des dynamiques thermiques équivalentes à celles du procédé de soudage. Néanmoins dans ces expériences, la pression et la température sont deux paramètres bien maîtrisés.

Cette campagne d'essais se limite à la caractérisation du contact Electrode/Tôle (E/T). Les propriétés du contact Tôle/Tôle ont déjà été caractérisées [Sibilia, 2003] [Raelison, 2010]. L'objectif est dans un premier temps de se comparer aux mesures effectuées par Sibilia et Raelison. Des essais avec des tôles en acier doux nues (XES) ou revêtues (XSG) et avec du CuCr1Zr dans différents états de précipitation sont menés. Des essais avec des échantillons de CuCr1Zr laitonnés ou oxydés, représentatifs de la face active d'électrodes usées, sont aussi réalisés afin de caractériser l'évolution des résistances de contact dans ces conditions.

2.7.1 Mesures de Résistance de Contact Electrique (RCE)

2.7.1.1 Dispositif expérimental

Le dispositif de mesure et le protocole expérimental, succinctement présentés ici, sont détaillés dans les travaux de Sibilia [Sibilia, 2003], Rogeon [Rogeon et al., 2008] et Raelison [Raelison, 2010]. Un bâti classique d'essais mécaniques (Instron 5567A) est utilisé pour maintenir les poinçons et l'empilement d'échantillons nécessaires aux mesures (figure 2.41). Le bâti permet de contrôler l'effort au cours d'un essai. Des colliers chauffants entourent les poinçons pour chauffer l'empilement par conduction. Des fils d'arrivée de courant sont reliés aux poinçons. L'alimentation stabilisée délivre un courant de 4A. Les échantillons situés aux extrémités de l'empilement sont instrumentés par des fils en cuivre de $250\mu m$ de diamètre. Les fils sont reliés à une centrale d'acquisition et servent à mesurer la différence de potentiel aux bornes de l'empilement.

Un thermocouple de type K est implanté sur chacun des deux poinçons et à proximité des

colliers chauffants. Ces deux thermocouples permettent de réguler la température de l'essai. Un autre thermocouple de type K est soudé à l'extrémité de chaque poinçon pour déterminer la température moyenne de l'empilement. Le montage est isolé par des fibres céramiques (Kerlane®) afin de minimiser les pertes latérales de chaleur (Figure 2.42).

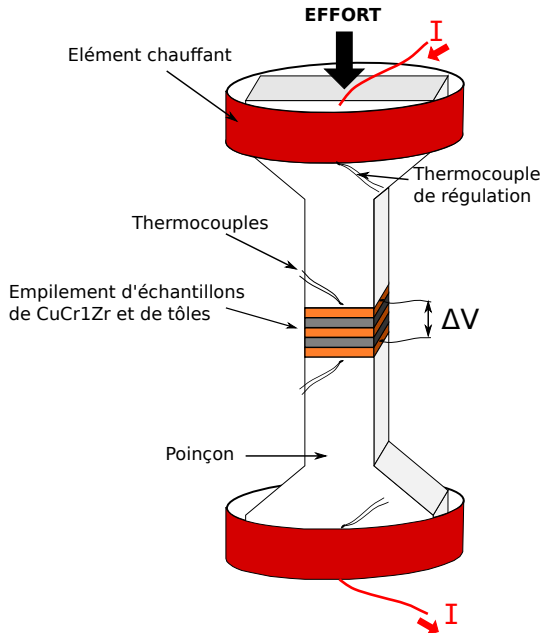


FIGURE 2.41 – Principe du banc de mesures de RCE.



FIGURE 2.42 – Photo du banc de mesures de RCE.

Les échantillons de cuivre sont cylindriques et mesurent 10mm de diamètre et 2mm d'épaisseur. Ils sont découpés à partir d'éprouvette Gleeble® en CuCr1Zr. Les échantillons d'acier sont découpés à partir de tôles et sont de forme parallélépipédique d'épaisseur 2mm et 7mm de côté. L'aire des surfaces de contact cuivre/acier est donc de 49mm^2 . L'état de surface des échantillons d'aciers est directement celui des tôles utilisées pour le soudage. Par contre l'état de surface des échantillons de CuCr1Zr ne correspond pas à la rugosité d'une électrode. Les pastilles de CuCr1Zr après découpage sont polies avec des papiers abrasifs au carbure de silicium de granulométrie P180. Sibilia [Sibilia, 2003] a déjà comparé un état poli qui se rapproche de la rugosité d'une électrode et un état brut de découpage pour des pressions allant jusqu'à 40MPa . Il conclut que les valeurs de résistances de contact sont semblables pour un contact cuivre allié/tôle revêtue et qu'il y a environ 30% d'écart pour un contact cuivre allié/tôle nue.

Le protocole de mesure des RCE est divisé en plusieurs étapes :

1. le début de l'enregistrement se fait à pression nulle et à température ambiante.
2. une montée en pression à température ambiante jusqu'à la pression de mesure (ici 80MPa).
3. une montée en température à pression constante jusqu'à 550°C au niveau de l'empilement, suivi d'un palier en température de 10min .
4. l'enregistrement est poursuivi jusqu'au refroidissement complet de l'assemblage.

2.7.1.2 Détermination des RCE

Tous les empilements sont constitués de trois échantillons de CuCr1Zr et deux d'acier. Les deux échantillons de CuCr1Zr aux bornes de l'empilement servent à la mesure de la différence de potentiel, il y a donc quatre surfaces de contact CuCr1Zr/acier traversées par le courant. La résistance de contact électrique est calculée de la façon suivante :

$$RCE(E/T) = \frac{\frac{\Delta V}{I} - 4 \cdot \frac{\rho_{acier}^{el} \cdot e_{acier} + \rho_{CuCr1Zr}^{el} \cdot e_{CuCr1Zr}}{S}}{2 \cdot 4} \quad (2.9)$$

Avec : ΔV , la différence de potentiel (V) ; I , l'intensité du courant (A) ; ρ^{el} , la résistivité électrique des matériaux ($\Omega.m$) ; e , l'épaisseur des échantillons (m) ; S , le surface de contact (m^2).

Pour déterminer la RCE, il est donc indispensable de connaître la résistivité électrique des matériaux en fonction de la température. Pour le CuCr1Zr, on utilise les résultats des mesures effectuées au cours de ces travaux (cf. 2.6.3). Pour l'acier extra-doux (XES ou XSG), les valeurs de résistivité électrique sont présentées en annexe A.

2.7.1.3 Résultats

Dans un premier temps, trois assemblages sont étudiés :

- CuCr1Zr TER / XES = détermination des RCE (E/T) pour la simulation du soudage avec des électrodes neuves sur tôles nues XES.
- CuCr1Zr TER + vieilli / XES = détermination des RCE (E/T) pour la simulation du soudage avec des électrodes adoucies en surface sur tôles nues XES. Les échantillons de CuCr1Zr sont vieillis sur machine Gleeble® à 800°C pendant 300s.
- CuCr1Zr TER / XSG = détermination des RCE (E/T) pour la simulation du soudage avec des électrodes neuves sur tôles revêtues XSG.

Les résultats sont présentés en figure 2.43. A l'ambiante, les RCE sont dix fois plus faibles lorsque les tôles sont revêtues de zinc. A 20°C, la valeur de RCE est deux fois plus élevée pour l'assemblage équivalent à une électrode adoucie (CuCr1Zr TER + vieilli/XES) que pour l'assemblage CuCr1Zr TER / XES. Dans tous les cas, les RCE diminuent avec la température. Les allures des évolutions des RCE pour les deux assemblages sur tôles nues sont similaires. Entre l'ambiante et 200°C, les valeurs de RCE chutent moins fortement qu'entre 200°C et 300°C. Au delà de cette dernière température les RCE diminuent plus modérément.

Pour les contacts E/T, la chute des propriétés mécaniques des matériaux avec l'élévation de la température provoque une déformation plastique importante des aspérités et donc une augmentation du taux de contact. Cette augmentation du taux de contact semble expliquer en grande partie les évolutions monotones décroissantes des courbes de RCE. Néanmoins des analyses au MEB des empilements après les mesures révèlent des phénomènes de diffusion du zinc dans les pastilles de cuivre pour les assemblages réalisés avec des tôles revêtues. Ces

phénomènes doivent également jouer un rôle important dans les évolutions de RCE. Par contre aucun phénomène de diffusion n'est observé dans le cas sans revêtement. L'effet majeur du revêtement qui abaisse fortement les valeurs des RCE est donc clairement mis en évidence. Cela permet de justifier en partie l'augmentation de l'intensité de soudage en présence de tôles revêtues.

Les mesures sur l'empilement constitué de pastilles de CuCr1Zr dans l'état TER et de pastilles d'acier XES sont comparées avec la littérature en figure 2.44. Nos résultats sont relativement proches de ceux obtenus par Thieblemont [Thieblemont, 1992], mais sont plus éloignés de ceux de Vogler et Sheppard [Vogler and Sheppard, 1993]. A basse température, les valeurs des RCE sont différentes de celles obtenues au laboratoire quelques années plus tôt. Ces différences peuvent s'expliquer par la nature des échantillons de CuCr1Zr utilisés dans le passé et qui étaient probablement dans un état métallurgique de sur-revenu. Si l'on compare ces mesures avec les résultats obtenus pour l'assemblage CuCr1Zr TER + vieilli / XES (= état métallurgique de sur-revenu), les valeurs sont nettement plus proches.

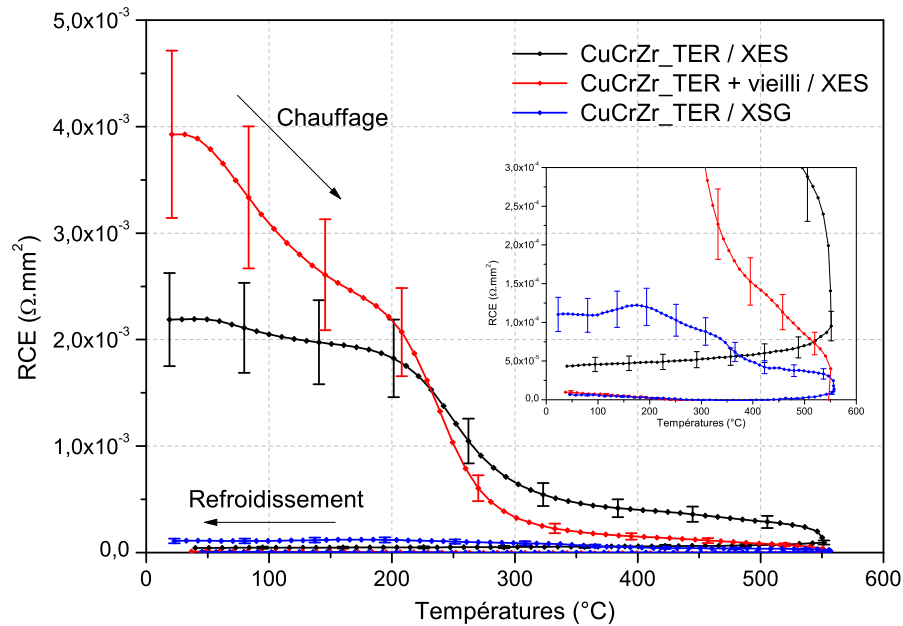


FIGURE 2.43 – Evolution des RCE (E/T) avec la température.

Dans un second temps, on s'est intéressé à l'évolution des RCE lorsque les électrodes subissent le phénomène de laitonnage et d'oxydation de la face active suite à l'accumulation des points soudés. Pour obtenir les échantillons laitonnés, une alternance d'échantillons de CuCr1Zr et de tôles revêtues sont portées pendant 30 minutes et sous faible effort (quelques *MPa*) à une température légèrement supérieure à 420°C qui est la température de fusion du zinc. La même procédure est suivie pour obtenir les échantillons laitonnés et oxydés, mais avec un effort de serrage encore plus faible pour avoir de médiocres contacts entre les échantillons et donc favoriser l'oxydation avec l'air ambiant.

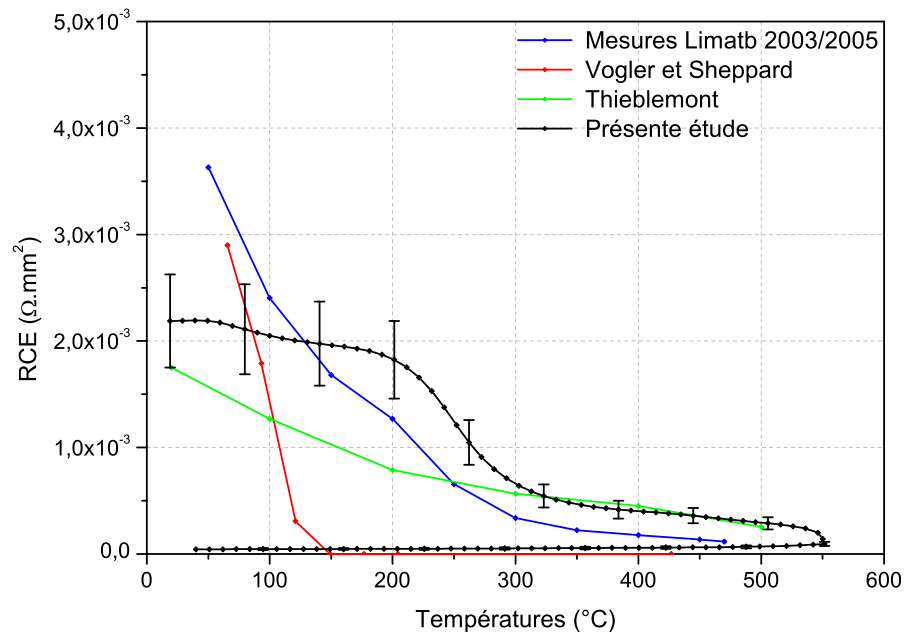


FIGURE 2.44 – Comparaison des mesures de RCE (E/T) sur empilement CuCr1Zr TER /XES avec la bibliographie [Thieblemont, 1992] [Vogler and Sheppard, 1993].

Les empilements étudiés sont répertoriés ci-dessous :

- CuCr1Zr TER / XSG = détermination des RCE (E/T) pour la modélisation du soudage avec des électrodes neuves sur tôles revêtues XSG.
- CuCr1Zr TER + laitonné / XSG = détermination des RCE (E/T) pour la modélisation du soudage avec des électrodes légèrement laitonnées en surface sur tôles revêtues XSG.
- CuCr1Zr TER + laitonné + oxydé / XSG = détermination des RCE (E/T) pour la modélisation du soudage avec des électrodes en fin de vie qui sont laitonnées et oxydées sur tôles revêtues XSG.

La figure 2.45 regroupe les résultats. Les mesures pour les assemblages CuCr1Zr TER / XSG et CuCr1Zr TER + laitonné / XSG sont quasiment identiques. Par contre, pour les échantillons d'alliage de cuivre oxydé, l'évolution des RCE est totalement différente et les valeurs sont nettement plus élevées. Des similitudes sont observées entre la courbe obtenue et l'évolution des RCE (T/T) revêtue. Les RCE augmentent jusqu'à 350°C (dans un rapport 2 qui correspond à la variation de la conductivité électrique du zinc dans ce domaine de température) et elles diminuent brusquement à l'approche de la température de fusion du revêtement. C'est le comportement du zinc qui est responsable de cette évolution. On constate qu'avec les surfaces de cuivre oxydées, on retrouve à nouveau dans l'évolution des RCE(E/T) l'influence de la couche de zinc qui recouvre les tôles.

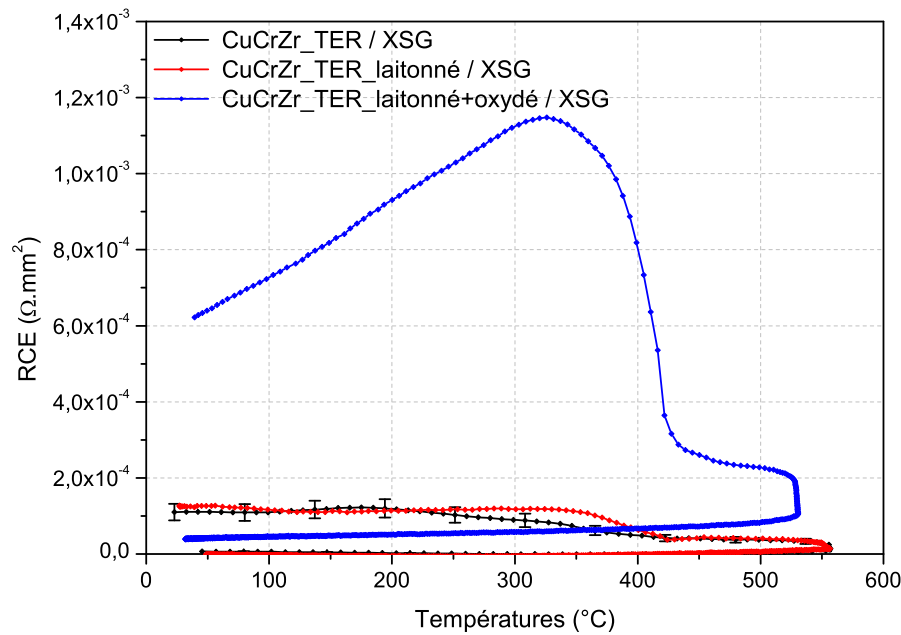


FIGURE 2.45 – Influence du laitonage et de l'oxydation sur l'évolution des RCE (E/T) avec des tôles revêtues.

2.7.2 Mesures de Résistance de Contact Thermique (RCT)

2.7.2.1 Dispositif expérimental

Le dispositif de mesure de RCT est similaire à celui de mesure de RCE (figures 2.46 et 2.47). Dans ce cas, les poinçons sont instrumentés de quatre thermocouples afin de calculer le flux qui est conservatif traversant l'empilement d'échantillons. La génération du flux se fait par chauffage dissymétrique grâce aux colliers chauffants placés sur les poinçons. Les échantillons situés aux extrémités de l'empilement sont instrumentés par des thermocouples de type K afin de déterminer la différence de température (ΔT) à ses bornes. Les pertes thermiques latérales sont réduites par un dispositif de garde thermique constitué d'une coque en alliage de cuivre. Pour limiter les échanges radiatifs entre les poinçons, l'empilement et le système de garde thermique, la coque est chauffée par contact direct avec les colliers chauffants.

Contrairement aux mesures de RCE, les échantillons de CuCrZr et d'acier doivent avoir la même forme pour limiter les pertes de chaleur. Tous les échantillons sont donc de forme parallélépipédique d'épaisseur 2mm et 7mm de côté. L'aire des surfaces de contact cuivre/acier est donc de 49mm². L'état de surface des échantillons est identique à ceux utilisées pour les mesures de RCE.

Le protocole pour la mesure des RCT est divisé en trois étapes :

1. une montée en pression jusqu'à la pression de mesure (ici 80MPa)
2. une montée en température des deux poinçons qui chauffent indirectement l'empilement. Un écart d'environ 100°C est maintenu entre les deux températures de consigne de chaque poinçon durant tout le cycle de mesure.
3. l'enregistrement est poursuivi jusqu'au refroidissement complet de l'assemblage.

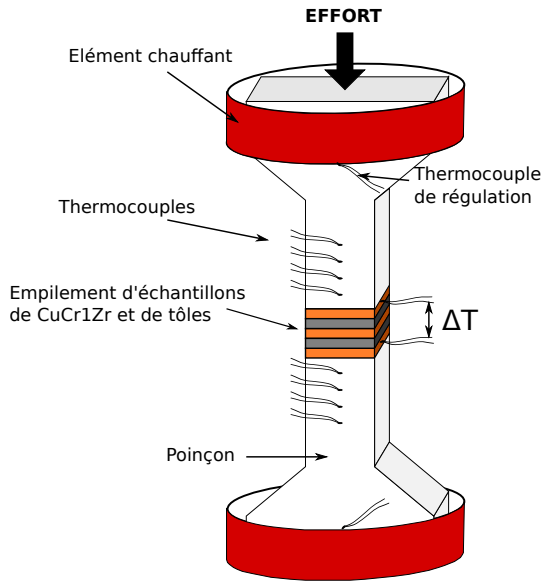


FIGURE 2.46 – Principe du banc de mesures de RCT.

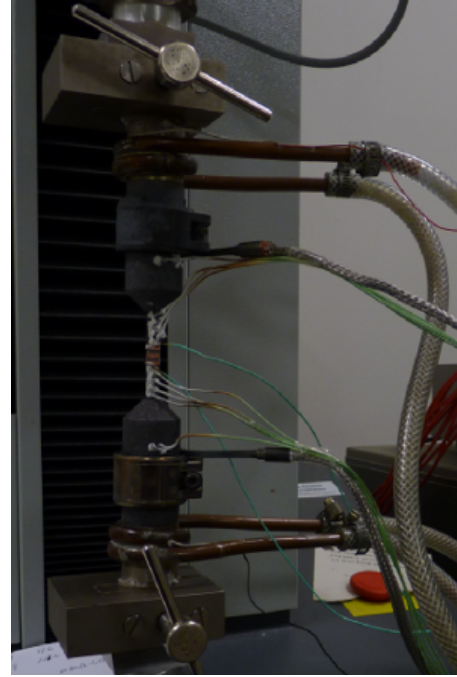


FIGURE 2.47 – Photo du banc de mesures de RCT.

2.7.2.2 Détermination des RCT

Le transfert thermique étant monodimensionnel, le flux thermique parcourant l'assemblage s'écrit :

$$\Phi = \lambda_p \cdot \left(\frac{dT}{dx} \right) \cdot S_p \quad (2.10)$$

Avec : Φ , le flux total de chaleur (W) ; λ_p , la conductivité thermique du poinçon ($W.m^{-1}.K^{-1}$) ; S_p , l'aire des poinçons (m^2).

L'expression de la résistance thermique d'empilement RT s'écrit :

$$RT = \frac{\Delta T}{\Phi} \quad (2.11)$$

Avec : ΔT , la différence de température aux bornes de l'empilement (K).

Tous les empilements sont constitués de trois échantillons de CuCr1Zr et deux d'acier. Il y a donc quatre surfaces de contact. Les échantillons aux bornes de l'empilement servent pour la mesure de la différence de potentiel. La résistance de contact thermique est calculée de la façon suivante :

$$RCT(E/T) = \frac{RT - 4 \times \frac{1}{S} \cdot \left(\frac{e_{acier}}{\lambda_{acier}} + \frac{e_{CuCr1Zr}}{\lambda_{CuCr1Zr}} \right)}{2 \times 4} \cdot S \quad (2.12)$$

Avec : RT , la résistance d'empilement ; λ , la conductivité thermique des matériaux ($W.m^{-1}.K^{-1}$) ; e , l'épaisseur des échantillons (m) ; S , l'aire de contact (m^2).

Pour calculer les valeurs de RCT, il est donc nécessaire de connaître la conductivité thermique des matériaux en fonction de la température. Les poinçons étant en CuCr1Zr, leur conductivité thermique est donc connue grâce aux mesures effectuées au cours de ces travaux (cf. 2.6.3). Pour l'acier extra-doux (XES et XSG), les valeurs de conductivité thermique sont présentées en annexe A.

2.7.2.3 Résultats

La différence de température maintenue entre les deux consignes imposées aux thermocouples de régulation permet d'obtenir un régime permanent glissant dans l'empilement et donc un flux uniforme. Néanmoins quelques instants après le démarrage du chauffage et avant la transition chauffage-refroidissement, cette condition n'est plus respectée et les mesures ne sont pas exploitables. Un exemple de thermogrammes est représenté en figure 2.48. Sur ce graphe, le domaine en pointillé représente la zone en régime glissant.

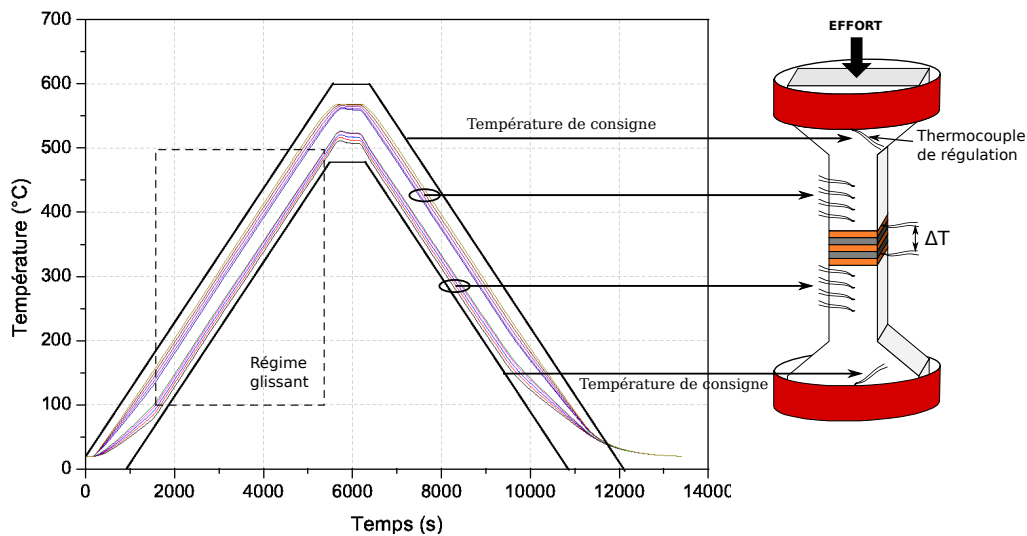


FIGURE 2.48 – Exemple de thermogrammes.

Les valeurs de RCT (E/T) mesurées sont présentées en figure 2.49. A basse température, les valeurs de RCT (E/T) sont très faibles (comprises entre 4.10^{-6} et $8.10^{-6} K.W^{-1}.m^2$). Ce dispositif de mesure donne seulement l'ordre de grandeur des valeurs de RCT et non un jeu de valeurs très précis. Les RCT diminuent avec la température et lors du refroidissement elles augmentent légèrement. Ces résultats sont comparés avec des mesures réalisées il y a quelques années. Les ordres de grandeur sont similaires mais les allures des courbes diffèrent quelque peu.

Sibilia [Sibilia, 2003] et Raoelison [Raoelison, 2010] ont montré que les valeurs des RCT sont très sensibles aux valeurs des conductivités thermiques des tôles. Il est donc nécessaire de disposer avec précision des conductivités thermiques des matériaux constitutifs de l'empile-

2.7 Mesures des Résistances de contact

ment afin d'obtenir des résultats plus précis. Vu l'importance des incertitudes de mesures pour les conductivités thermiques, il serait difficile d'observer des différences significatives entre les mesures réalisées sur les différents assemblages. Les mesures se limitent donc ici à l'assemblage CuCr1Zr/XES.

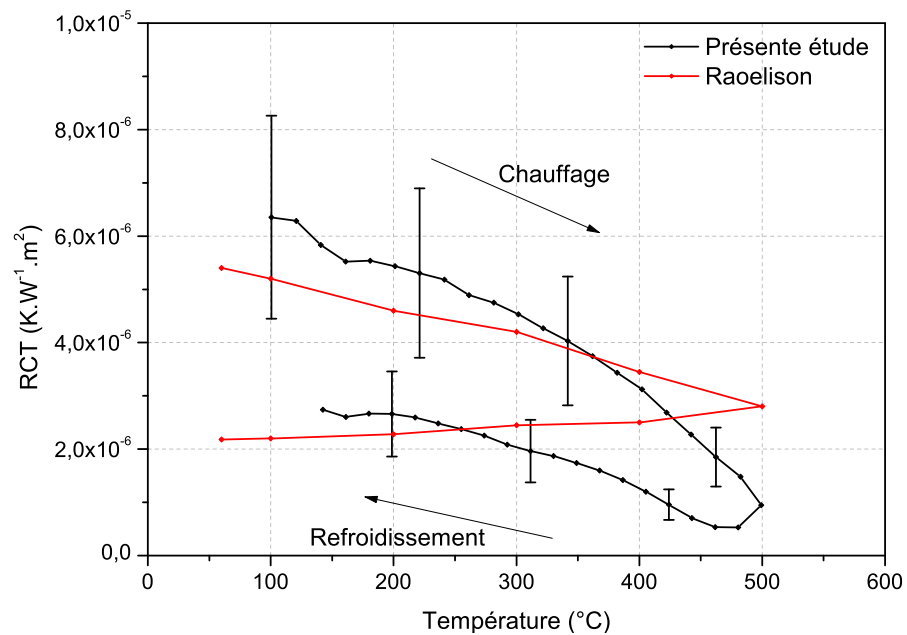


FIGURE 2.49 – Evolution des RCT (E/T) vs température et comparaison avec la littérature [Raoelison, 2010].

2.8 Conclusion

Grâce à l'ensemble de ces observations et caractérisations, il a été possible de mettre en évidence les évolutions microstructurales intervenant dans les électrodes en cours du soudage et d'étudier leur influence sur les caractéristiques thermo-mécaniques et thermo-physiques. Pour cela des traitements thermiques permettant notamment d'obtenir des états microstructuraux représentatifs des électrodes en fin de vie ont été réalisés.

Le CuCr1Zr dans son état trempé revenu possède de bonnes caractéristiques mécaniques. En effet la matrice de cuivre présente des nanoprécipités de chrome répartis de façon homogène qui constituent des obstacles au déplacement des dislocations. Les traitements de sur-revenu font grossir ces nanoprécipités qui ne jouent plus alors leur rôle de précipités durcissants. Le matériau s'adoucit (dureté Vickers divisée par deux) et les propriétés mécaniques chutent fortement. Les propriétés physiques sont quant à elles peu affectées par l'adoucissement du CuCr1Zr.

Les mesures de résistance de contact électrique ont mis en évidence l'importance de l'oxydation des électrodes sur les valeurs mesurées. La présence de zinc en surface joue peu sur les RCE.

Enfin au niveau des RCT seul l'assemblage électrode neuve / tôles nues a été considéré au regard du manque de données fiables pour les conductivités thermiques des matériaux constitutifs de l'empilement et notamment de celles des tôles.

Dans ces conditions il a été choisi, pour la simulation numérique, de ne pas coupler l'évolution de la résistivité électrique et de la conductivité thermique avec les évolutions microstructurales. Seules les propriétés de l'échantillon TER et ses évolutions avec la température seront prises en compte.

Les essais mécaniques vont permettre d'identifier les paramètres de la loi de comportement mécanique qui prendra en compte l'évolution des propriétés mécaniques avec la température et la microstructure. Les modèles de simulation numérique prendront uniquement en compte l'évolution des RCE et RCT avec la température pour ne pas complexifier les modèles, malgré les résultats qui indiquent une influence de l'adoucissement du matériau sur les RCE.

Chapitre 3

Essais de soudage

3.1 Introduction

Cette partie est dédiée à l'étude expérimentale du comportement des électrodes en CuCr1Zr suite à l'accumulation d'un grand nombre de points soudés. Différentes configurations et conditions de soudage ont été retenues pour les essais : assemblage composé de tôles revêtues ou non, assemblage comprenant deux tôles ou une tôle unique. Le cas de la tôle unique est une configuration académique simplifiée sans interface T/T. L'usage de tôles nues permet de s'affranchir de l'effet du revêtement dans l'étude de l'usure de la face active des électrodes. La dégradation des faces actives ne peut être imputable dans ce cas qu'aux mécanismes de déformation pouvant être favorisés par l'adoucissement. L'influence des paramètres procédés tels que le débit d'eau de refroidissement et la cadence de soudage a aussi été étudiée. Certains jeux d'électrodes ont été instrumentés avec des thermocouples ce qui permet de relever in-situ les cinétiques thermiques dans des zones proches de la face active de l'électrode. Une expertise des électrodes a aussi été réalisée à posteriori. Une étude profilométrique des faces actives et des filiations de dureté sur l'axe de révolution ont ainsi été effectuées. Enfin pour certains assemblages la cinétique de développement du noyau a été établie à partir de coupes macrographiques.

Ces essais de soudage ont deux objectifs principaux. Le premier est d'étudier la dégradation du profil des électrodes dans différents cas de soudage en s'intéressant plus particulièrement aux conséquences de l'adoucissement de l'alliage de cuivre sur la déformation du profil des faces actives. Dans un second temps les résultats expérimentaux obtenus dans certaines configurations de soudage serviront à la validation des modèles numériques du soudage.

3.2 Configuration de soudage

Les essais de soudage sont réalisés à l'école d'ingénieurs Polytech'Nantes sur une presse à souder ARO type 1000. Cette machine comprend un circuit d'air comprimé utilisé pour appliquer l'effort de forgeage ainsi qu'un circuit d'eau pour refroidir les électrodes. La presse à souder se compose également d'un transformateur et d'une armoire de commande pour définir les paramètres opératoires des essais. Un débitmètre est branché sur chacun des deux tuyaux d'arrivée d'eau pour refroidir les électrodes. Le bâti est constitué d'un porte-électrode qui est fixe et d'un autre qui est mobile. Les électrodes sont emmanchées de force sur les porte-électrodes.

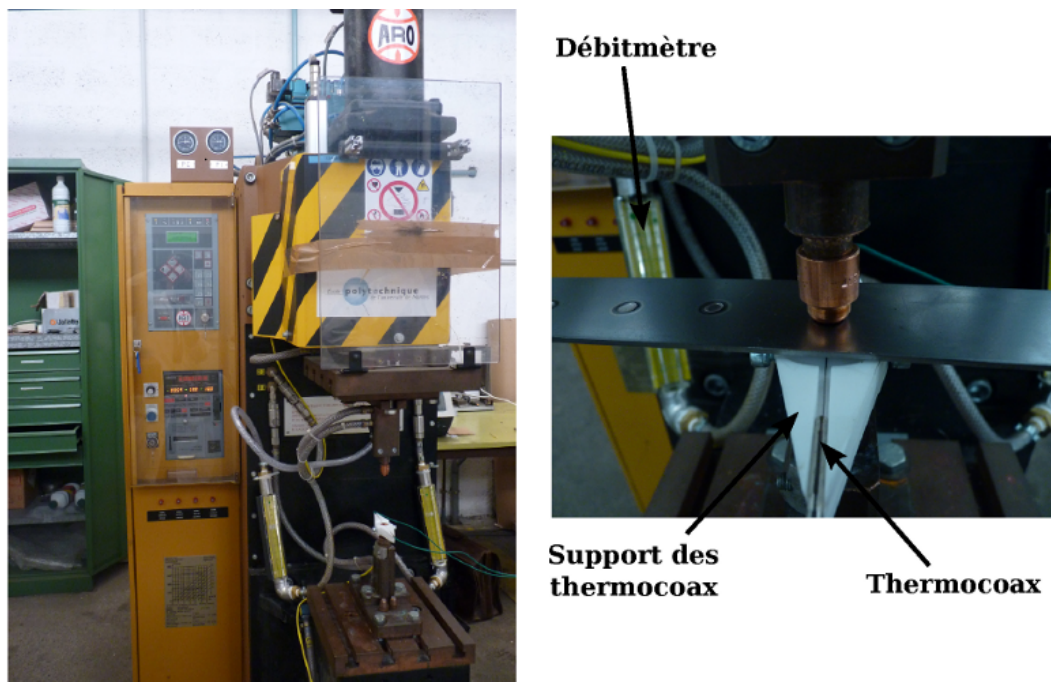


FIGURE 3.1 – Vue d'ensemble de la soudeuse ARO type 1000.

3.2.1 Type d'électrode

Pour l'ensemble de ces essais, les électrodes utilisées ont une face active convexe. Le schéma 3.2 précise les principales dimensions des électrodes. Une électrode de soudage neuve est représentée sur les photos de la figure 3.3.

3.2.2 Configurations de soudage

Plusieurs configurations de soudage sont testées dans le but de discriminer les deux mécanismes de dégradation des électrodes, à savoir l'érosion associée au laitonnage et/ou la déformation renforcée par l'adoucissement de l'alliage :

- assemblage de deux tôles d'épaisseur 1 mm en acier doux revêtu XSG
- essai sur une tôle d'épaisseur 2 mm en acier doux revêtu XSG
- essai sur une tôle d'épaisseur 2 mm en acier doux non revêtu XES

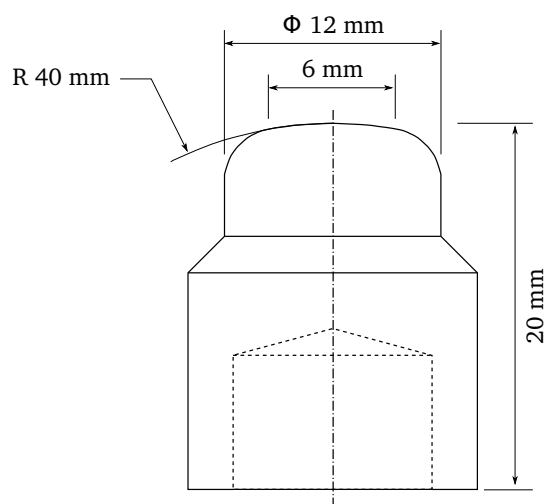


FIGURE 3.2 – Géométrie des électrodes de soudage utilisées pour cette étude.

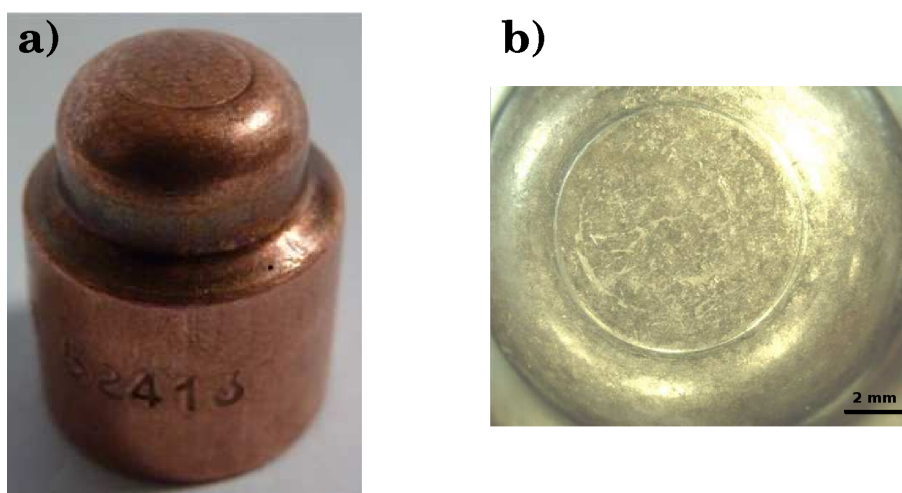


FIGURE 3.3 – a) Electrode de soudage neuve et b) Zoom sur la face active.

Le cas académique de la tôle équivalente d'épaisseur double permet de s'affranchir de l'interface tôle/tôle. Ces configurations de soudage, plus simples à modéliser car ne nécessitant pas la connaissances des propriétés interfaciales tôles/tôles, serviront pour la validation numérique.

3.2.3 Conditions et paramètres de soudage

Les paramètres opératoires sont issus de référentiels établis empiriquement par PSA Peugeot Citroën [Nor, b]. Ces référentiels précisent l'effort, l'intensité, la durée de soudage et de forgeage pour différents assemblages. Ces paramètres sont ajustés en fonction du nombre de tôles, de leur nature et de leur épaisseur. Les durées de soudage Δt_s et de forgeage Δt_f sont communément définis en nombre de périodes notés \sim ($1 \sim = 0,02s$). Le temps de cycle, noté t_{cycle} , est défini par la somme des durées des phases d'accostage, de soudage, de forgeage et de refroidissement. Les valeurs des paramètres données dans la norme correspondent aux conditions de soudage standard. Elles ont été établies avec des électrodes conditionnées, c'est-à-dire ayant soudées au préalable 300 points sur tôle nue. Le profil initial ayant des faces actives des électrodes servant à la définition des référentiels n'est donc pas convexe mais partiellement aplati.

Pour définir les valeurs de courant utilisées, une campagne d'essais a été menée pour établir les latitudes de soudabilité pour les assemblages composés de tôles nues ou revêtues suivant un protocole spécifié dans une norme PSA [Nor, c]. La valeur de courant $I_{standard}$ est déterminée à partir des résultats des essais. Le courant utilisé pour les assemblages deux tôles et celui pour la configuration une tôle d'épaisseur équivalente sont identiques pour faciliter les comparaisons. Ces valeurs de courant sont choisies pour garantir des noyaux de taille conforme aux normes dimensionnelles basées sur le diamètre des noyaux [Nor, c].

Les paramètres répertoriés dans le tableau 3.1 sont ceux utilisés pour comparer les trois assemblages et réaliser les cinétiques d'adoucissement en fonction du nombre de points. Des séries de points soudés pouvant aller jusqu'à 420 points sont réalisées dans le cadre de ces essais. Il est donc nécessaire d'incrémenter le courant pour compenser l'aplatissement de la face active des électrodes et donc de garantir la formation d'un noyau fondu. Les courbes d'incrémentation du courant pour les tôles nues (XES) ou revêtues (XSG) sont celles données dans la norme [Nor, b] et sont présentées en figure 3.4. Il est intéressant de noter que la plus forte incrémentation du courant dans le cas des tôles revêtues traduit la dégradation accélérée des profils des faces actives des électrodes avec le phénomène de laitonnage.

Configuration	F (daN)	I (kA)	Δt_s (\sim)	Δt_f (\sim)	t_{cycle} (s)	débit (l/min)
2T XSG 1mm/1mm	270	9,8	12	10	2	2,5
1T XSG 2mm	270	9,8	12	10	2	2,5
1T XES 2mm	270	9,6	10	10	2	2,5

TABLE 3.1 – Paramètres de soudage.

Des tests ont été réalisés sur l'assemblage 1T XES en faisant varier deux paramètres opératoires qui sont le débit de refroidissement des électrodes et la cadence de soudage (seul t_{cycle}

3.2 Configuration de soudage

est modifié, Δt_s et Δt_f restent fixés à 10 \sim). Ces paramètres ont été choisis à la suite du stage de Master de Leclercq [Leclercq, 2008] qui a mis en avant l'importance de leur influence sur l'adoucissement du CuCr1Zr par une étude numérique. Seuls le débit et la cadence sont modifiés par rapport aux paramètres figurant dans le tableau 3.1. Les valeurs choisies pour ces deux paramètres sont dans le tableau 3.2.

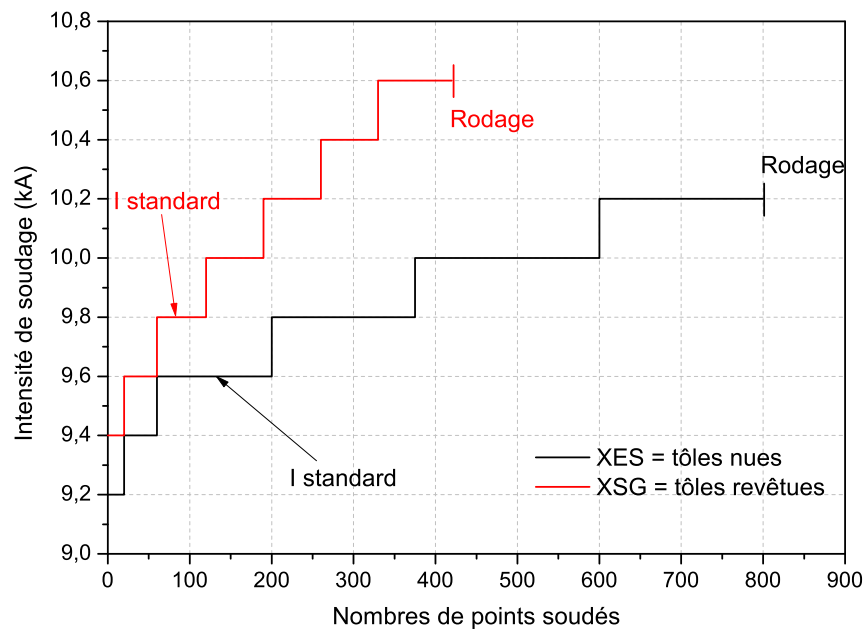


FIGURE 3.4 – Courbes d'incrémentation du courant de soudage utilisées pour les essais.

Paramètre	standard	faible débit	forte cadence	faible débit et forte cadence
t_{cycle} (s)	2	2	1,5	1,5
débit (l/min)	2,5	1,5	2,5	1,5

TABLE 3.2 – Valeur du débit de refroidissement et du temps de cycle pour l'étude paramétrique sur l'assemblage 1T XES 2mm.

3.3 Expertise et résultats

3.3.1 Mesure de température in-situ

Ces mesures de température in-situ dans les électrodes et au cours de plusieurs séquences de soudage ont pour objectifs de déterminer les niveaux et gradients de température atteints. En effet, les excursions à haute température provoquent des transformations microstructurales au sein de l'alliage qui s'adoucit avec l'accumulation des points soudés, mais aussi entraînent une chute des propriétés mécaniques qui favorise les déformations en face active. Le mécanisme de diffusion du revêtement de zinc dans les électrodes est thermiquement activé ce qui amplifie le phénomène de laitonnage. Certaines configurations serviront à la validation des modèles numériques.

Les cinétiques thermiques sont enregistrées dans les électrodes durant plusieurs séquences de soudage de 100 points soudés. Pour ces essais, deux électrodes sont équipées de trois thermocouples (TC) et cinq autres de deux thermocouples. Les mesures de température in-situ sont effectuées sur les trois assemblages et tous les essais instrumentés sont répertoriés dans le tableau 3.3.

Numéro essai	Assemblage	Nombre de TC	Paramètre
essai 1	2T XSG 1mm/1mm	2	standard
essai 2	1T XSG 2mm	2	standard
essai 3	1T XES 2mm	3	standard
essai 4	1T XES 2mm	3	standard
essai 5	1T XES 2mm	2	faible débit
essai 6	1T XES 2mm	2	forte cadence
essai 7	1T XES 2mm	2	faible débit et forte cadence

TABLE 3.3 – Essais de soudage instrumentés réalisés.

3.3.1.1 Présentation de la méthode d'instrumentation

Les techniques d'instrumentation ont été développées par Michel Dumons et les essais ont été effectués en collaboration avec Jean Costa et Cédric Pouvreau du Limatb. Les électrodes sont instrumentées par deux ou trois thermocoax® (thermocouple de $25\mu m$ de diamètre protégé par une gaine en Inconel). Les électrodes sont percées à l'aide de micro-fraises et micro-forets de diamètre $0,3mm$ et $0,25mm$. Les thermocoax sont enfoncés dans les micro-perçages situés à 120° des uns des autres pour les électrodes instrumentées de trois capteurs et à 180° pour celles instrumentées de deux capteurs. Dans le premier cas, les thermocoax sont positionnés à $0,5$ (=TC1), $1,0$ (=TC2) et $1,5mm$ (=TC3) de la face active de l'électrode et à $0,5mm$ de l'axe de révolution pour TC1 et TC2, TC3 étant au niveau de cet axe. Pour les électrodes avec deux capteurs, ces derniers sont positionnés à $0,5$ et $1,0mm$ de la face active. Les photos et plans de perçage sont présentés en figure 3.5, 3.6 et 3.7.

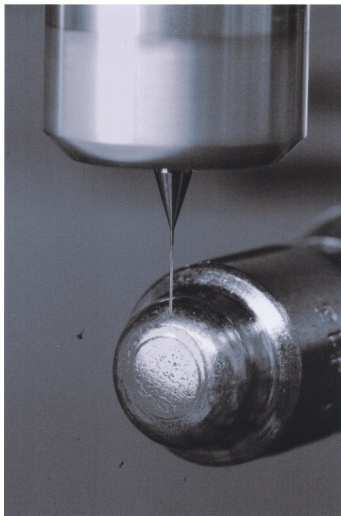


FIGURE 3.5 – Perçage d'une électrode.



FIGURE 3.6 – Electrode instrumentée avec 3 thermocouples.

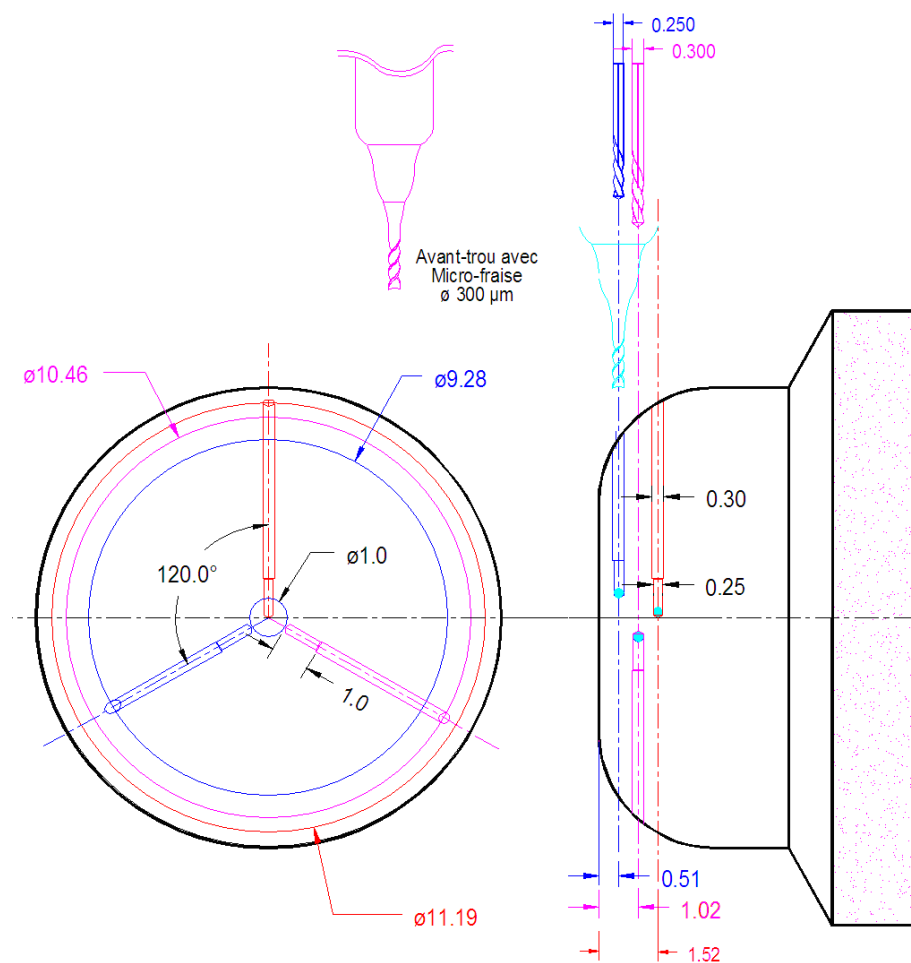


FIGURE 3.7 – Plan des perçages pour une électrode instrumentée avec 3 thermocouples.

3.3.1.2 Résultats

La figure 3.8 présente le premier cycle (essai 3) thermique issu des mesures sur l'assemblage 1T XES en paramètre "standard". Les signaux sont filtrés par transformée de Fourier pour éliminer la composante à $50Hz$ provenant du réseau électrique. Cet exemple apporte des informations précises sur l'allure des courbes de température au cours d'un cycle de soudage. Les signaux mesurés dans les électrodes sont bruités, néanmoins un filtrage des données par une transformée de Fourier permet d'obtenir des courbes de température lissées. Les cinétiques thermiques sont extrêmement rapides, de l'ordre de $4000^{\circ}C.s^{-1}$ au chauffage et d'environ $-2000^{\circ}C.s^{-1}$ au refroidissement. En outre, il existe de forts gradients thermiques au voisinage de la face active des électrodes. En effet au maximum de température, le gradient moyen de température dépasse $200^{\circ}C/mm$ entre le TC situé à $0,5mm$ et celui à $1,5mm$ de la face active. A la fin de la phase de forgeage ($t \simeq 0,4s$), une phase de transition est observée au cours du refroidissement avec une cinétique thermique plus rapide. A cet instant, la face active des électrodes est séparée de la tôle encore chaude et est refroidie brutalement par diffusion thermique. L'électrode est principalement refroidie par convection forcée avec l'eau du circuit de refroidissement. Par la suite, et afin de simplifier l'exploitation des résultats et d'alléger les graphes, seule la température maximale de chaque cycle de soudage est extraite.

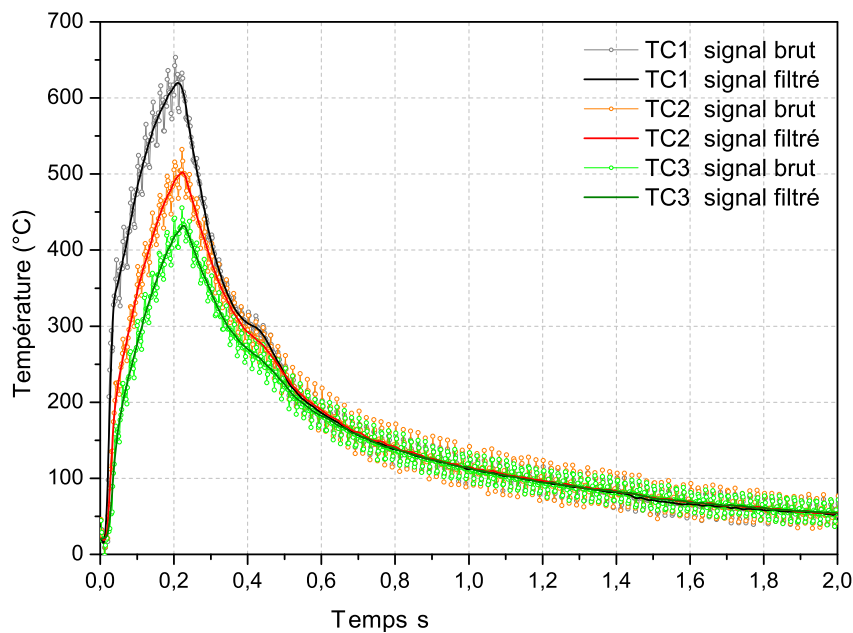


FIGURE 3.8 – Cycle thermique brut et filtré pour 1 point soudé - assemblage 1 tôle XES 2mm (essai 3).

L'essai sur l'assemblage 1T XES 2mm avec paramètres "standard" est doublé (essai 4) pour permettre d'apprécier la dispersion des mesures. Les températures maximales mesurées par les trois thermocouples sont reportées sur la figure 3.9. Les droites en pointillées représentent les cycles où l'intensité de soudage est incrémentée. Les températures maximales atteintes dans l'électrode augmentent après chacune des deux incréments.

Globalement, les températures mesurées à $1,0$ et $1,5mm$ de la face active pendant ces deux

essais sont très proches (l'écart est au maximum de 50°C). Pour les deux thermocouples TC1 situés à $0,5\text{mm}$ de la face active, il y a plus de différence, soit environ 50°C au début de la séquence de soudage et 80°C à la fin de l'essai. Cela s'explique probablement par le positionnement des thermocouples dans la matière qui diffère légèrement d'un essai à l'autre. De plus TC1 se situe dans une zone qui est soumise à de forts gradients thermiques. Les thermocouples mesurent donc une température moyenne au niveau de leur soudure chaude. Cette moyenne est à la fois spatiale (incertitude de positionnement des thermocouples) et temporelle (temps de réponse des thermocouples). En conséquence, la comparaison des différents résultats obtenus sera effectuée à partir des températures issues des thermocouples TC2 situés à 1mm de la face active des électrodes.

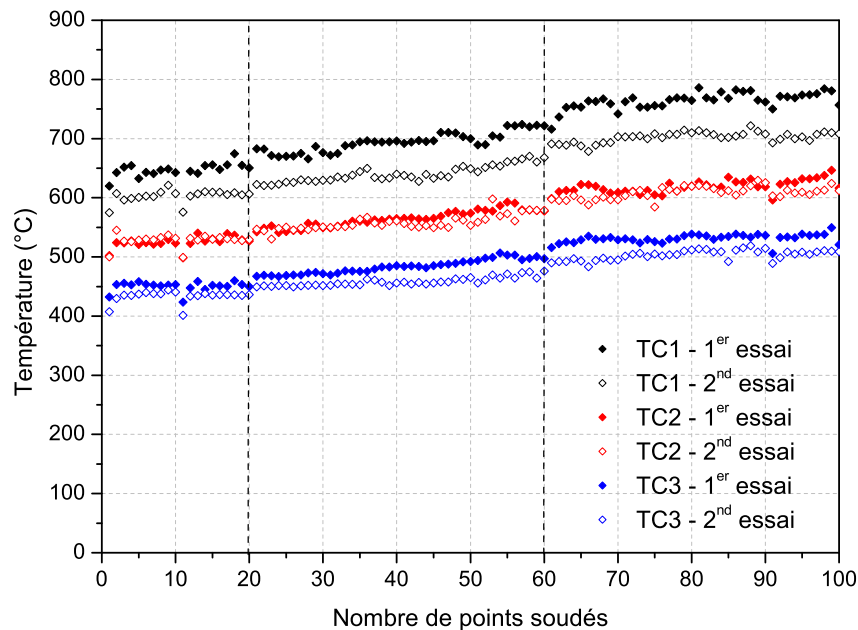


FIGURE 3.9 – Comparaison des évolutions des températures maximales pour 2 essais identiques-assemblage 1 tôle XES.

Les mesures de températures issues des essais sur les trois assemblages en condition standard (essai 1, 2, 3 et 4) sont comparées en figure 3.10. Les résultats des deux assemblages sur tôles XSG (deux tôles ou tôle double d'épaisseur équivalente) sont similaires. Pour ces deux essais, la température maximale est stable aux alentours de 600°C sur toute la durée de la séquence de soudage. Pour les 50 premiers points soudés, sur tôles XES la température maximale est inférieure mais croît régulièrement avec le nombre de points soudés pour être similaire à celle sur tôles XSG au delà de 50 points soudés.

L'ensemble des mesures de températures effectuées sur l'assemblage 1T XES 2mm est présenté en figure 3.11. Pour ces essais deux paramètres sont modifiés, le débit et la cadence de soudage. La diminution du débit de refroidissement des électrodes n'a pas d'influence notablement sur les niveaux des températures maximales. Par contre, l'augmentation de la cadence de soudage, qui passe de $30\text{coups}/\text{min}$ à $40\text{coups}/\text{min}$, élève significativement les températures atteintes dans l'électrode pour les 50 premiers points soudés. Cette augmentation est anor-

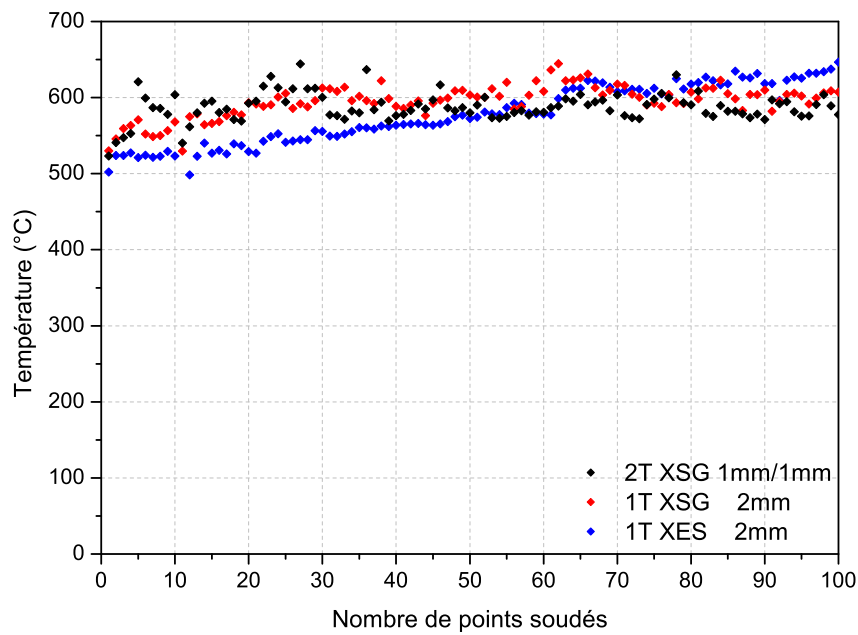


FIGURE 3.10 – Comparaison des cycles thermiques enregistrés (TC2) pour les 3 assemblages en condition standard.

malement atténuée pour l'essai à forte cadence et faible débit, ceci certainement en raison des dispersions inévitables sur les résultats lors de ce type d'essai de soudage.

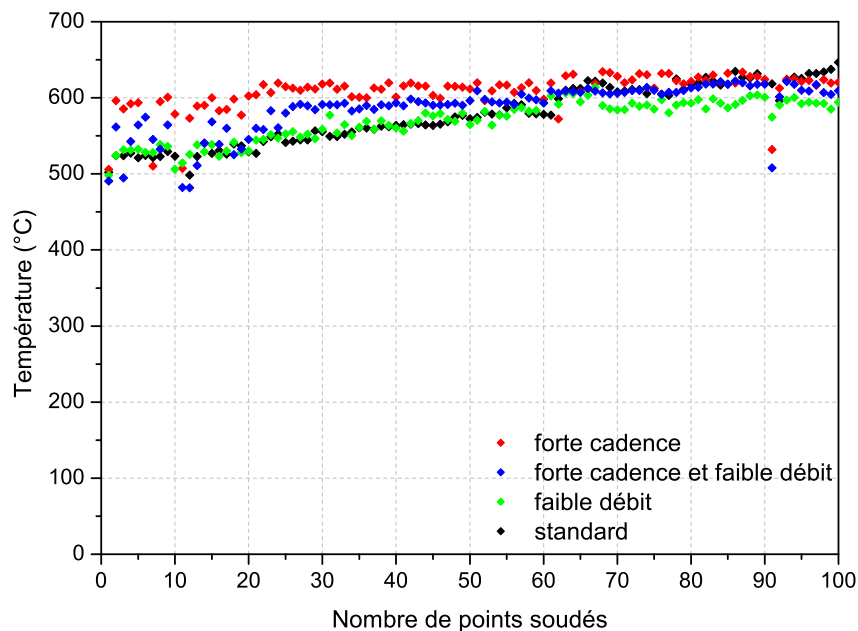


FIGURE 3.11 – Comparaison des cycles thermiques enregistrés (TC2) avec variation des paramètres de soudage - assemblage 1 T XES 2mm.

3.3.2 Mesures profilométriques et de dureté par nanoindentation

L'usure du profil des faces actives peut résulter de deux mécanismes : déformation accentuée par l'adoucissement et érosion lié au laitonnage. Le relevé des profils des faces actives sert à suivre les déformations des embouts de soudage et la dureté sert d'observable pour suivre la cinétique d'adoucissement du CuCz1Zr.

Des mesures de dureté et de profil ont été réalisées sur toutes les électrodes qui ont été instrumentées en thermocouples (voir tableau 3.3). Par ailleurs, des mesures de dureté ont aussi été effectuées en fonction du nombre de points soudés pour les assemblages 1T XES 2mm et 2T XSG 1mm/1mm avec les paramètres opératoires "standard".

3.3.2.1 Présentation des dispositifs et des protocoles

a) Machine de mesure tridimensionnelle

Les mesures de profils sont effectuées sur une machine de mesure tridimensionnelle (MMT). Cette machine est équipée d'un palpeur mécanique qui effectue un relevé des coordonnées spatiales dès que le palpeur entre en contact avec la pièce.

Dans cette étude, une cartographie de la face active des électrodes est réalisée selon une série de droites parallèles décalées de 0,5mm. Une succession de points de mesures espacés de 10μm est effectuée selon chaque segment (voir schéma 3.12)

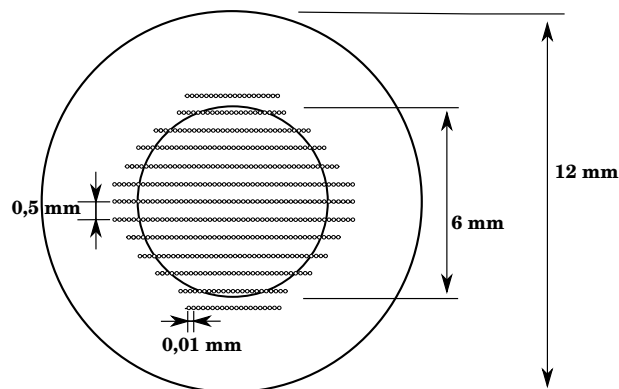


FIGURE 3.12 – Schéma de la trajectoire des mesures imposées au capteur de la MMT sur une électrode vue de face.

Les profils de toutes les électrodes neuves sont relevés avant chaque essai. Un repère est gravé sur chaque électrode qui sert d'origine commune aux différentes séries de mesures réalisées sur l'électrode. À partir des relevés des coordonnées, il est possible de tracer trois types de courbes qui caractérisent les faces actives des électrodes :

- Le profil 2D selon un diamètre de la face active qui représente la hauteur d'une électrode en fonction d'un diamètre.
- Le profil 3D de la face active sur lequel est représenté l'ensemble des coordonnées (X, Y, Z) relevées sur une électrode.
- Les isovaleurs de contour qui permettent d'obtenir une cartographie des surfaces.

Remarque : Les mesures de profilométrie donnent uniquement des informations qualitatives sur l'évolution de la géométrie des faces actives. Les mesures ne sont pas suffisamment précises pour quantifier précisément la diminution de la hauteur des électrodes après soudage. Lors de ces mesures avec des pièces de petites dimensions, on se situe aux limites de résolution de la MMT (20μ). De plus la comparaison des profils avant et après soudage est parfois compliquée à cause de la pollution par le zinc et de l'usure de certaines électrodes qui s'effectue de façon inclinée due à des défauts d'alignement entre l'électrode du haut et celle du bas.

b) Nanoindenteur

La nanoindentation est une technique qui permet d'obtenir des propriétés mécaniques locales, dont la dureté de matériaux massifs ou de couches minces. On a choisi ici d'utiliser cette technique plutôt que la mesure de dureté Vickers car la pointe de l'indenteur permet de faire des empreintes 5 fois plus petites ($10\mu\text{m}/50\mu\text{m}$). Grâce à cela il est donc possible de faire des mesures au plus près de la face active de l'électrode (distance minimale de $50\mu\text{m}$ par rapport à l'extrémité de la face active au lieu de $250\mu\text{m}$ en dureté Vickers).

Pour ces mesures une pointe Berkovich est utilisée (pyramide à base triangulaire). L'appareil enregistre la force appliquée ($0,5\text{N}$ dans notre cas) en fonction de la profondeur de pénétration au cours d'un essai. À partir de ces résultats, il est possible de calculer le module d'Young (E) et la dureté (H). Dans le cadre de cette étude, seules les mesures de dureté sont exploitées. Ces valeurs sont calculées à partir de l'aire de contact entre l'indenteur et l'échantillon et la force appliquée.

Après les essais de soudage, les électrodes sont découpées en deux. La filiation de dureté est réalisée selon trois lignes parallèles à l'axe de révolution des électrodes sur une longueur de 2mm à partir de la face active (figure 3.13).

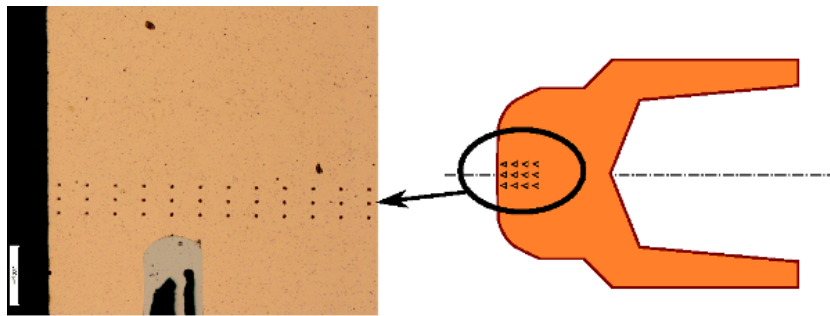


FIGURE 3.13 – Emplacement des indentations réalisées pour les filiations de dureté proche de TC1.

3.3.2.2 Résultats

a) Filiation de dureté et profils sur l'assemblage de tôles nues (1T XES)

a-1) Cinétique de dégradation pour les paramètres standard

Des essais de soudage sont menés sur l'assemblage 1T XES 2mm pour étudier conjointement les évolutions de profils et les cinétiques d'adoucissement avec le nombre de points soudés. Ainsi un jeu d'électrodes neuves est utilisé pour réaliser chaque série de N points soudés, avec $N = 20, 60, 100, 210, 420$. Les profils sont réalisés sur chacune de ces électrodes. Ensuite les électrodes sont découpées afin d'effectuer les filiations de dureté. La dureté est également mesurée sur une électrode neuve.

Les résultats des filiations de dureté sont présentées en figure 3.14 . La dureté est plus élevée au voisinage de la face active de l'électrode neuve (sur une profondeur de $500\mu m$), ce qui est caractéristique de l'écrouissage de surface provoqué par la frappe à froid des électrodes. Après 20 points soudés, la dureté a déjà commencé à chuter. Les profils de dureté se stabilisent après 210 points pour l'assemblage 1T XES. La baisse de dureté se fait progressivement du premier points jusqu'au 210^{ème}. La dureté minimale qui a été mesurée est d'environ $0,9GPa$. La dureté initiale de l'électrode est affectée essentiellement sur le premier millimètre.

La figure 3.15 présente l'évolution des profils 2D des électrodes avec l'accumulation du nombre de points soudés. La déformation de la face active se manifeste par un aplatissement et se produit entre 0 et 60 points en simultané avec l'adoucissement de l'extrémité des électrodes. Les isovaleurs de contour sont tracées et comparées en figure 3.16. Pour simplifier la comparaison, les maxima de chaque profil sont ajustés à zéro ensuite, les isovaleurs sont tracées tous les $10\mu m$. Cette représentation confirme que les faces actives s'élargissent jusqu'au 100^{ème} point soudé. Les deux profils à 210 et 420 points soudés présentent des zones aplaties qui se situent préférentiellement sur un côté. L'usure des électrodes se fait ainsi parfois de façon inclinée.

Seuls les profils 3D de deux électrodes sont présentés en figure 3.17. Le premier est celui d'une électrode neuve et le second celui d'une électrode qui a soudé 420 points soudés sur cet assemblage. Ce graphe permet d'avoir une vision complète de la face active. La courbure initiale des électrodes neuves a disparu après 420 points soudés. La matière constituant les électrodes a été repoussée vers le pourtour de la face active ce qui entraîne un agrandissement de la surface de contact.

a-2) Etude paramétrique à 100 points soudés

Des essais de soudage sur l'assemblage tôle nue sont menés afin de faire varier deux paramètres opératoires (cadence et débit). Les résultats des mesures de dureté sont en figure 3.18. Les profils de dureté sont quasiment identiques. Le profil de l'électrode dont les paramètres de soudage sont "faible débit et forte cadence" présente des valeurs de dureté légèrement inférieures au trois autres. La comparaison des profils 2D des faces actives de ces électrodes est présentée en figure 3.19. Les déformations de l'ensemble de ces électrodes après soudage sont similaires.

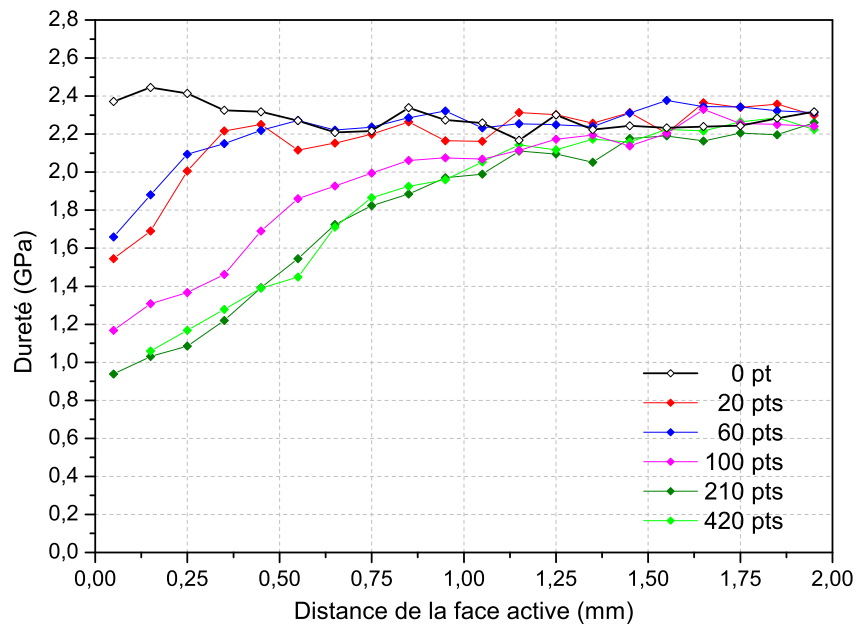


FIGURE 3.14 – Evolution de la dureté dans l'électrodes avec le nombre de points soudés - assemblage 1T XES 2mm.

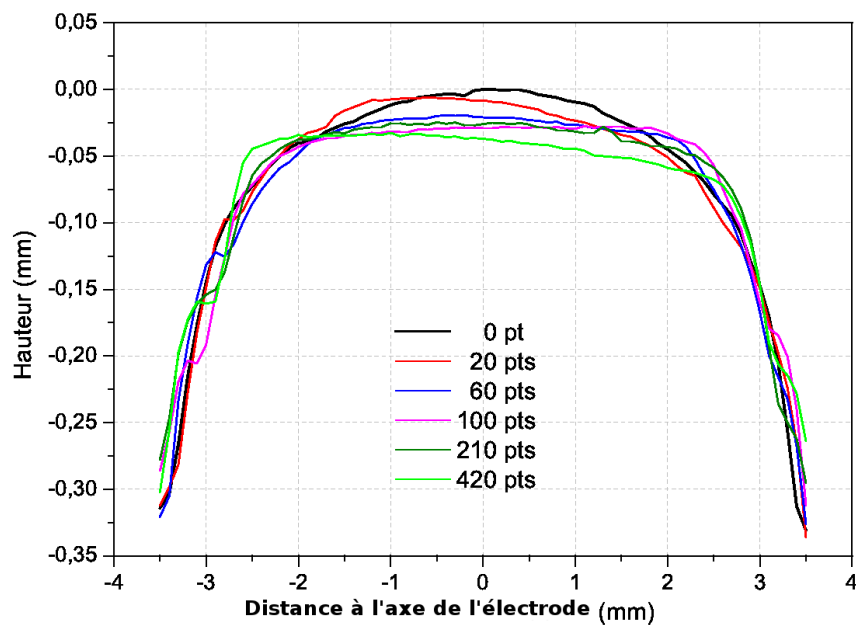


FIGURE 3.15 – Evolutions des profils 2D des électrodes avec le nombre de points soudés - assemblage 1T XES 2mm.

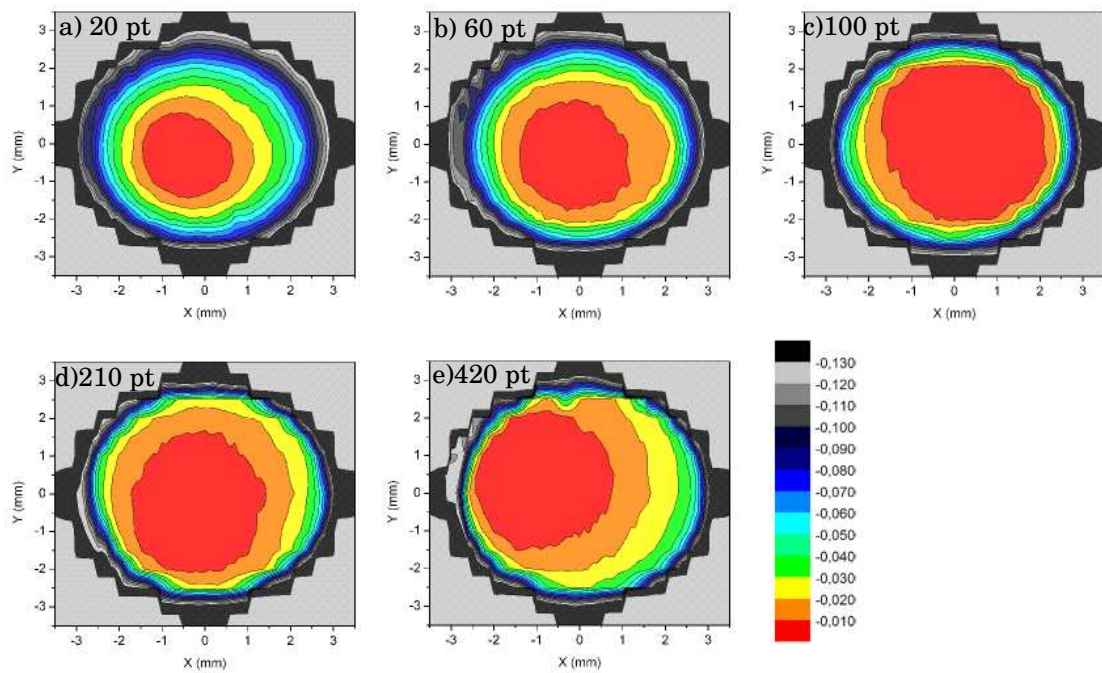


FIGURE 3.16 – Evolutions des isovaleurs de contours avec le nombre de points soudés - assemblage 1T XES 2mm.

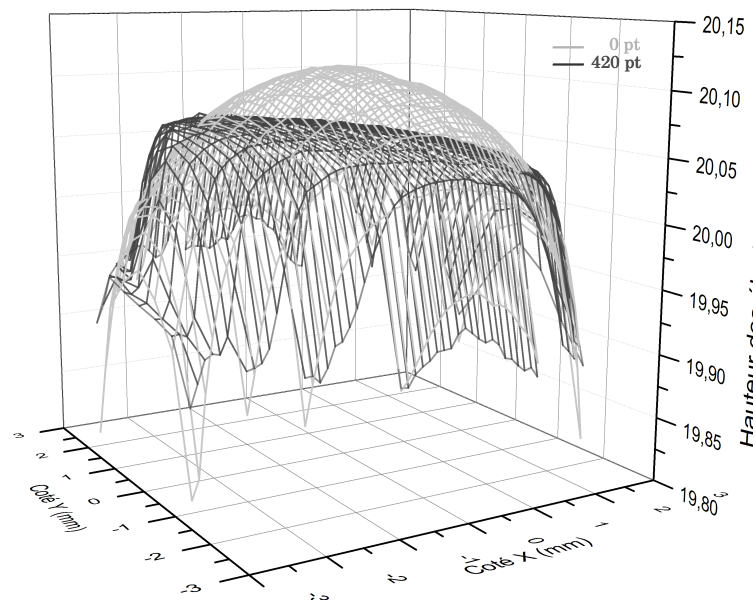


FIGURE 3.17 – Profils 3D des électrodes avant et après 420 points soudés - assemblage 1T XES 2mm.

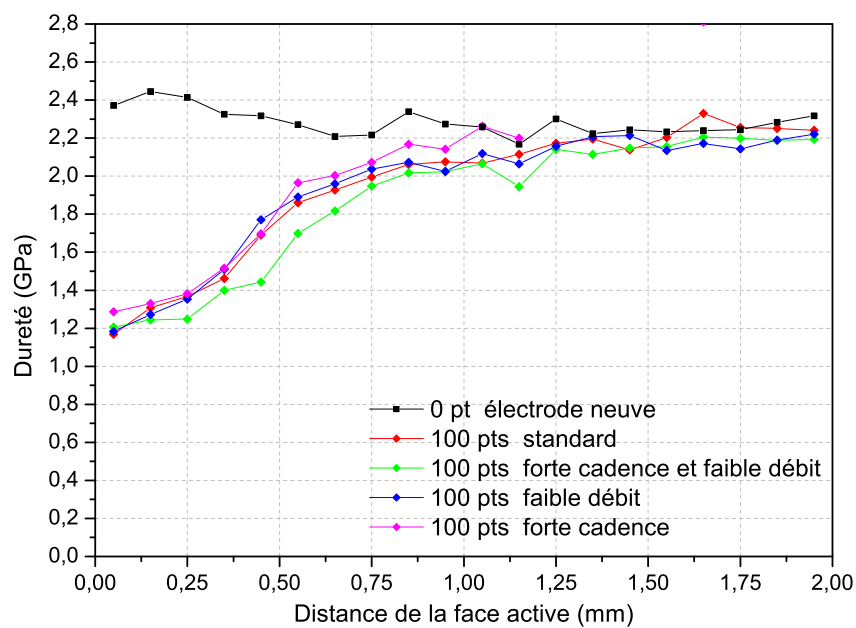


FIGURE 3.18 – Comparaison des évolutions de dureté dans l'électrode après 100 points soudés en fonction des paramètres opératoires - assemblage 1T XES 2mm.

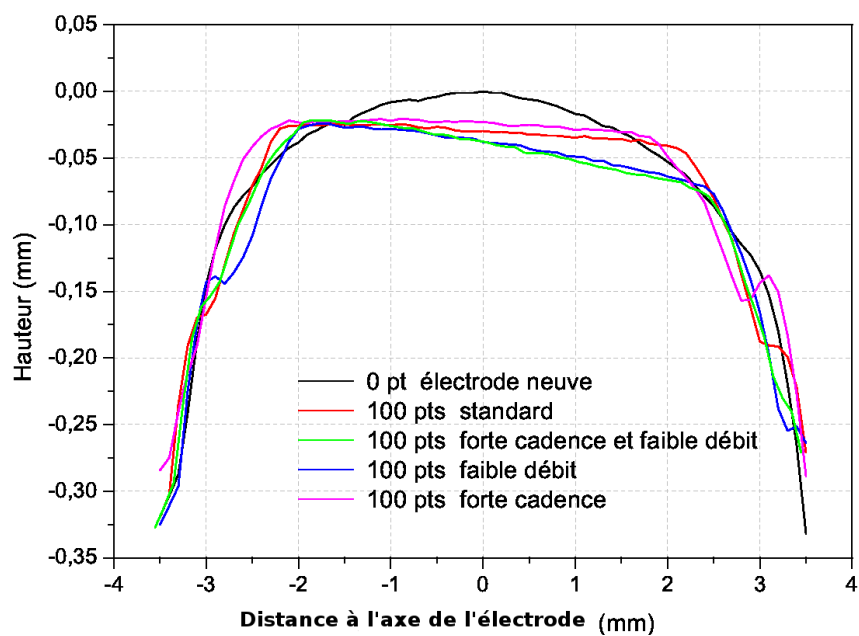


FIGURE 3.19 – Comparaison des profils 2D après 100 points soudés en fonction des paramètres opératoires - assemblage 1T XES 2mm.

b) Filiation de dureté et profils sur l'assemblage de tôles revêtues (1T XSG et 2T XSG)

b-1) Cinétique de dégradation pour les paramètres standards

Des essais identiques à ceux effectués sur l'assemblage 1T XES 2mm sont menés sur l'assemblage 2T XSG 1mm/1mm. Les résultats des filiations de dureté apparaissent en figure 3.20. A 20 points soudés, la dureté a déjà commencé à chuter. Dès le 60^{ème} point soudé, les profils de dureté sont stabilisés. La baisse de dureté est beaucoup plus rapide que sur tôles nues. Le niveau le plus faible mesuré est d'environ 1,1GPa.

Les déformations des profils en fonction du nombre de points soudé sont présentées en figure 3.21. Les figures 3.22 et 3.23 présentent respectivement les isovaleurs de contour et les profils 3D des électrodes. Avec les tôles revêtues, le profil commence par se déformer entre 0 et 60 points, puis il continue à se dégrader par érosion entre 100 et 420 points. Alors que pour les tôles nues le profil est stabilisé à 100 points. L'érosion se fait progressivement avec l'accumulation des points soudés. Ce mécanisme de détérioration engendre une rugosité de l'extrémité des électrodes plus importante que sur tôles nues.

b-2) Comparaison tôles nues / tôles revêtues à 100 points soudés

Les résultats des essais de soudage sur les trois assemblages (1T XES 2mm, 1T XSG 2mm et 2T XSG 1mm/1mm) avec les paramètres standards sont comparés. Après 100 points soudés, on constate que les valeurs de dureté (figure 3.24) sont similaires dans tous les cas. Les résultats montrent bien un adoucissement de l'extrémité de l'électrode sur environ 1,25mm de profondeur à partir de la face active.

Les profils de ces électrodes sont présentés en figure 3.25. Avec les assemblages tôles nues et revêtues, les profils des électrodes sont nettement dégradés à 100 points soudés. Les profils initialement convexes sont aplatis. Il n'y a pas de différences significatives à 100 points entre la dégradation sur tôles nues et revêtues. En effet entre 0 et 100 points, c'est le mécanisme de déformation qui domine. Au delà de 100 points, comme le montre bien les évolutions des profils sur tôles nues et revêtues, le mécanisme de déformation est stoppé, alors que le mécanisme d'érosion continue de dégrader l'extrémité des électrodes jusqu'à 420 points.

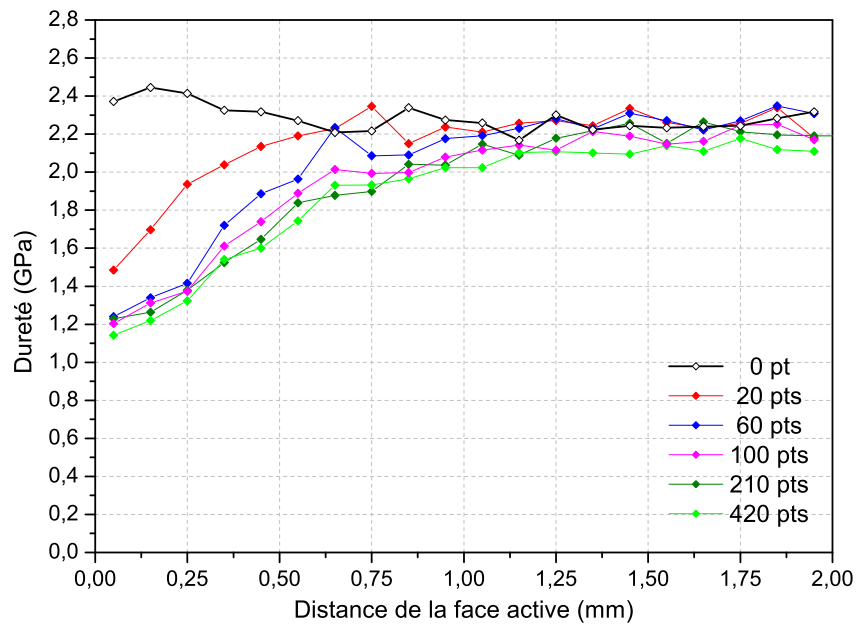


FIGURE 3.20 – Evolution de la dureté dans l'électrodes avec le nombre de points soudés - assemblage 2T XSG 1mm/1mm.

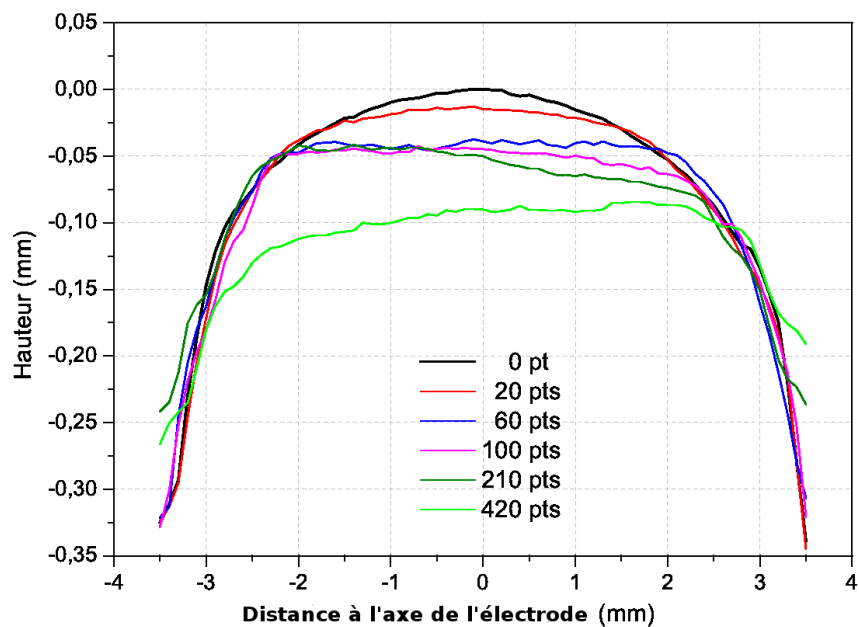


FIGURE 3.21 – Evolutions des profils 2D des électrodes avec le nombre de points soudés - assemblage 2T XSG 1mm/1mm.

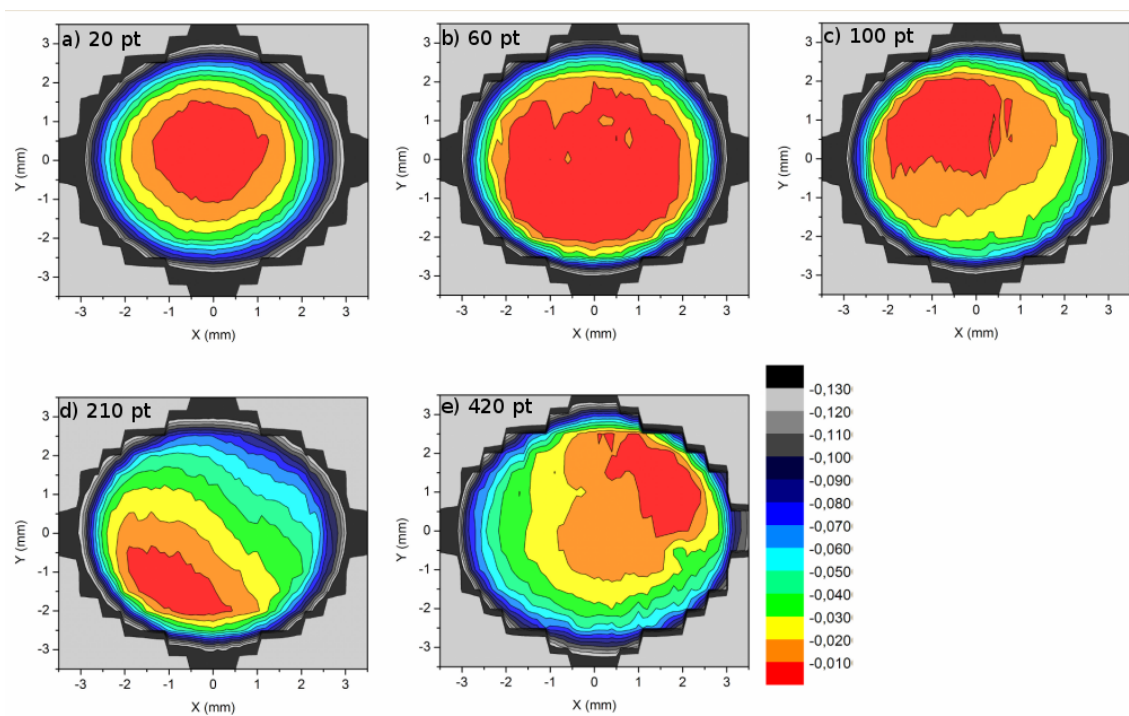


FIGURE 3.22 – Evolutions des isovaleurs de contours avec le nombre de points soudés - assemblage 2T XSG 1mm/1mm.

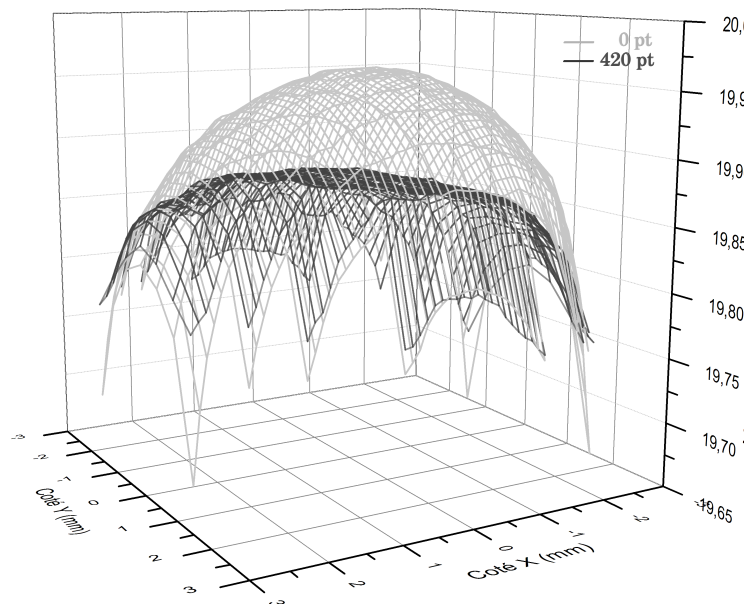


FIGURE 3.23 – Profils 3D des électrodes avant et après 420 points soudés - assemblage 2T XSG 1mm/1mm.

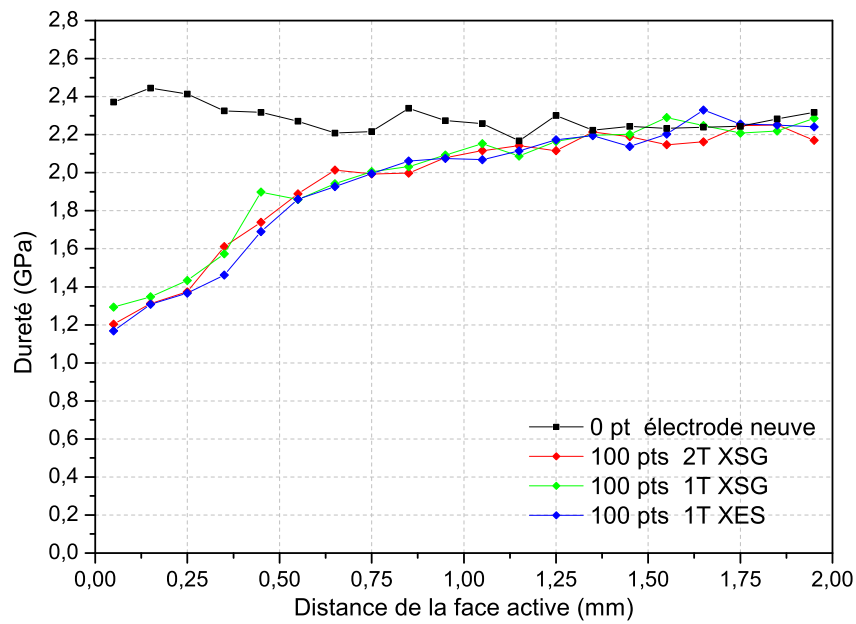


FIGURE 3.24 – Comparaison des évolutions de dureté dans l'électrode après 100 points soudés pour les 3 assemblages.

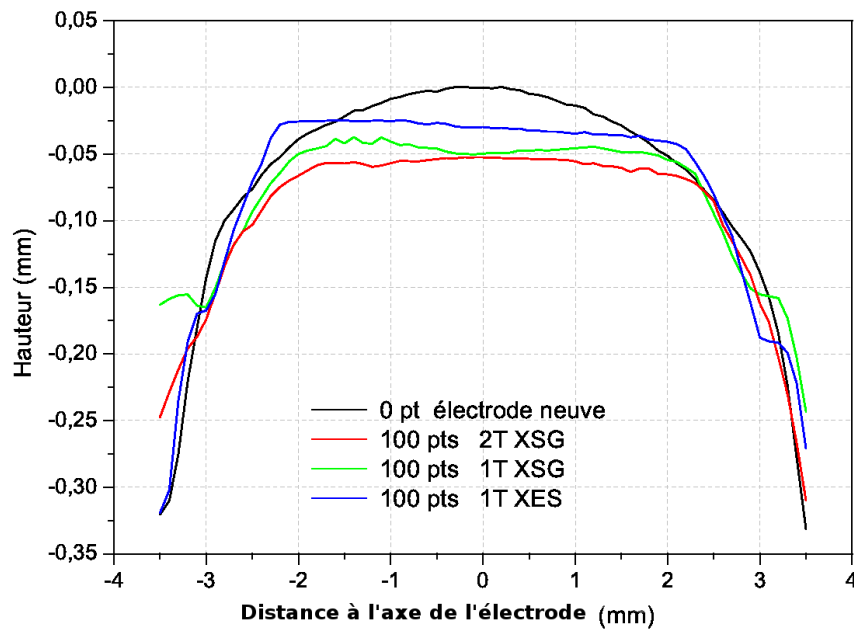


FIGURE 3.25 – Comparaison des profils 2D après 100 points soudés pour les 3 assemblages.

3.3.3 Cinétique expérimentale de formation du noyau

L'échauffement des électrodes résulte principalement du contact avec les tôles et dans une moindre mesure de la génération de chaleur par effet Joule à l'interface E/T. L'énergie dégagée par effet Joule dans l'assemblage (aux interfaces E/T et T/T et au sein des tôles) dépend de l'évolution de la résistance électrique dynamique de l'assemblage au cours de la phase de soudage. Cette résistance est liée d'une part aux propriétés interfaciales et à celles des matériaux, et d'autre part à la section de passage du courant qui conditionne la densité du courant. Ainsi la résistance électrique dynamique dépend de l'usure du profil des faces actives des électrodes.

En pratique il y a couplage entre la dégradation du profil des électrodes et la dissipation au sein des tôles qui conditionne la formation et le développement du noyau. L'échauffement de l'extrémité de l'électrode en contact avec la tôle va être fortement corrélé à la cinétique de formation du noyau et à l'évolution de son épaisseur.

L'incrémentation du courant (figure 3.4) permet de compenser la diminution de la résistance dynamique causée par la dégradation des profils des électrodes. La courbe incrémentale plus forte, dans le cas des tôles revêtues, se justifie par une usure plus importante de la face active des électrodes dans ce cas. Nos observations expérimentales viendront le confirmer par la suite.

Pour obtenir les évolutions de tailles des noyaux pendant la phase de soudage, une méthode de soudage par points interrompus est utilisée. Cette méthode consiste à réaliser une série de points soudés avec une durée de la phase (Δt_s) de soudage qui est incrémentée à chaque point. Ainsi pour le premier point Δt_s est réglé à 4 périodes, pour le deuxième à 5 périodes etc... jusqu'au nombre total de périodes initialement prévu pour l'assemblage. On fait l'hypothèse que les conditions de soudage sont identiques pour chacun des points interrompus. En pratique cela est difficile à obtenir. A cause des conditions interfaciales qui ne sont pas parfaitement reproductibles, les cinétiques de formation des points obtenues avec cette méthode présentent donc des dispersions inévitables.

3.3.3.1 Préparation des coupes macrographiques

Les points soudés interrompus sont découpés selon une section méridienne. Les échantillons sont polis avec un papier abrasif au carbure de silicium de granulométrie P600, puis sur des feutres avec des pâtes diamantées de 9, 3 et $1\mu m$. Des attaques chimiques sont effectuées pour révéler la Zone Affectée Thermiquement (ZAT) et la Zone Fondue (ZF). Le réactif utilisé est une solution d'acide picrique sursaturée, contenant une faible quantité d'acide dodécylbenzène sulfonique et d'acide chlorhydrique. La durée de l'attaque est d'environ 10 minutes.

Les coupes macrographiques sont photographiées grâce à une loupe binoculaire équipée d'une caméra numérique. Les dimensions (épaisseur et diamètre) des noyaux sont alors mesurées à partir de ces photos pour obtenir les cinétiques de développement des noyaux.

3.3.3.2 Résultats

Des comparaisons entre les cinétiques de développement des noyaux soudés avec des électrodes neuves (0 point) et avec des électrodes qui ont soudé 100 points sont menées sur les trois assemblages étudiés et avec différents paramètres opératoires pour le cas de l'assemblage 1T XES 2mm (Figures 3.26 à 3.40).

Avec un jeu d'électrodes neuves, une zone fondue apparaît à la 6^{ème} période de soudage dans les trois configurations étudiées (figures 3.26, 3.30 et 3.34). Pour les deux assemblages avec une tôle double de 2mm d'épaisseur, le développement du noyau est caractérisé par une évolution rapide de ses dimensions (entre 4 et 6 périodes) et une stabilisation en fin de soudage (figures 3.32, 3.33, 3.39 et 3.40). En ce qui concerne l'assemblage 2T XSG 1mm/1mm, le développement du noyau se fait plus progressivement (figures 3.28 et 3.29).

Après la réalisation de 100 points soudés avec les paramètres opératoires standard, les noyaux apparaissent un peu plus tardivement, mais grossissent très rapidement (figures 3.27, 3.31 et 3.35). Dès qu'une ZF est détectée, les noyaux ont déjà leur taille finale. Ils se forment à partir de la 8^{ème} période sur les assemblages constitués de tôles revêtues et dès la 6^{ème} sur tôles nues.

Dans le cas de l'assemblage XES, la variation du débit ne semble pas avoir d'influence notable. L'augmentation de la cadence provoque un développement plus lent du noyau. Il est à noter cependant que la taille du noyau fondu est au final plus petite alors qu'il apparaît dès la 4^{ème} période dans le cas faible débit et forte cadence (figures 3.36, 3.37, 3.38, 3.39 et 3.40).

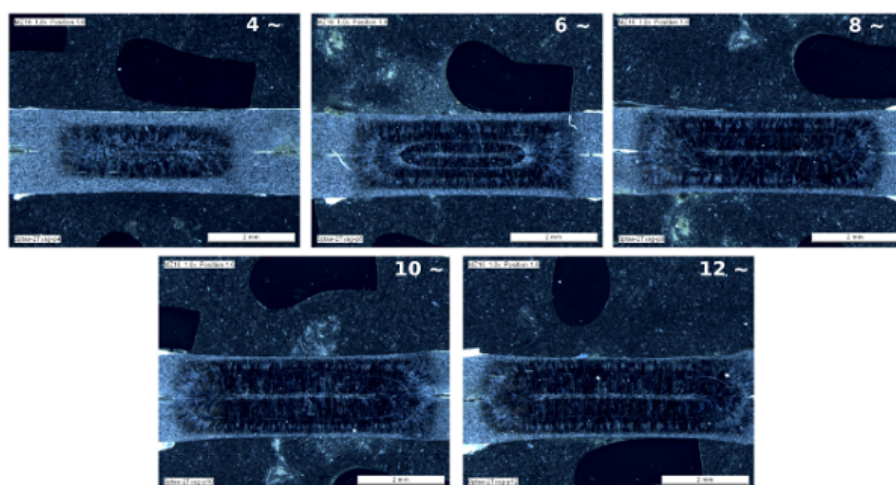


FIGURE 3.26 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 2T XSG 1mm/1mm - 0 point soudé.

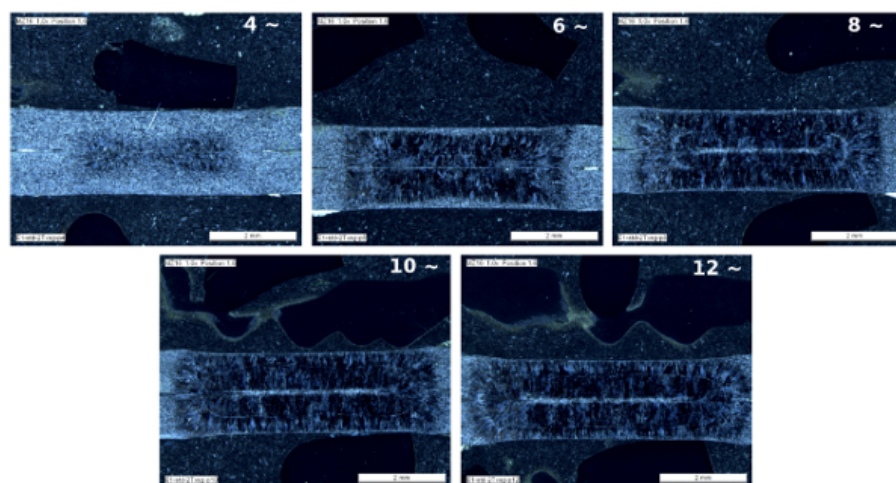


FIGURE 3.27 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 2T XSG 1mm/1mm - 100 points soudés.

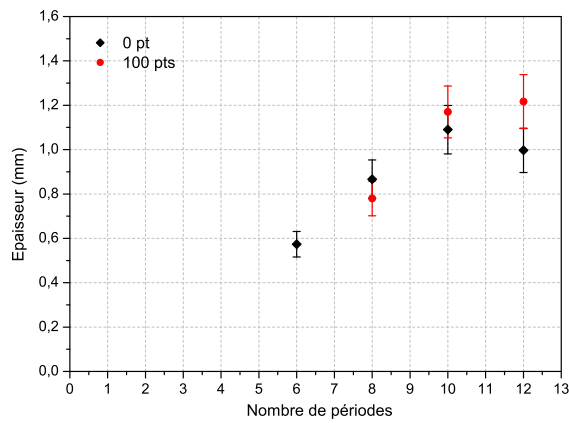


FIGURE 3.28 – Comparaison à 0 et 100 pts de l'évolution de l'épaisseur du noyau - assemblage 2T XSG 1mm/1mm.

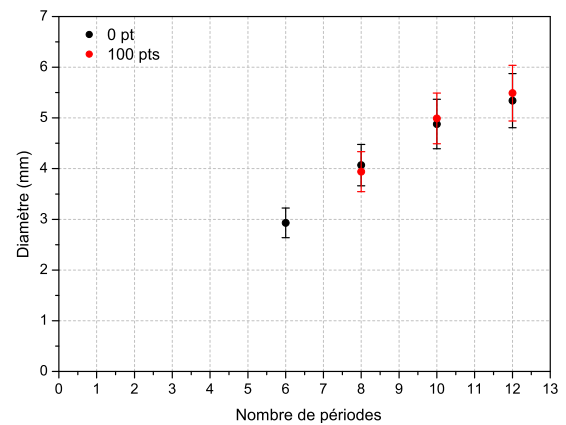


FIGURE 3.29 – Comparaison à 0 et 100 pts de l'évolution du diamètre du noyau - assemblage 2T XSG 1mm/1mm.

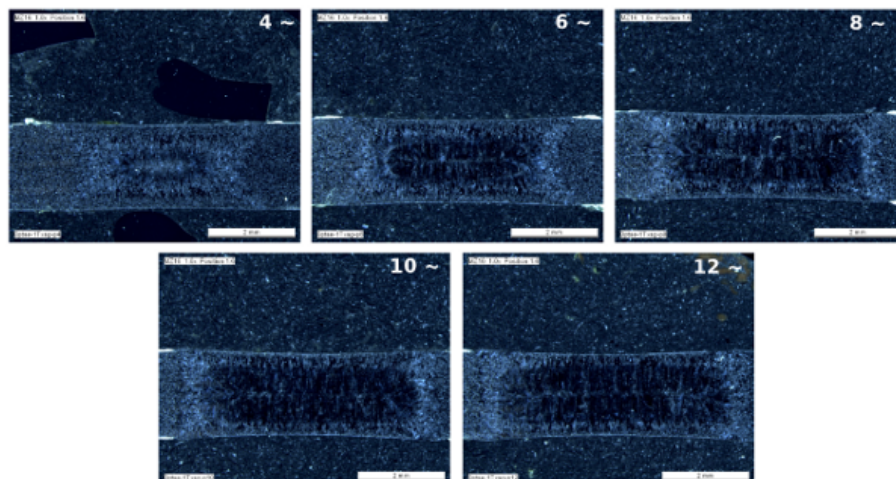


FIGURE 3.30 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 1T XSG 2mm - 0 point soudé.

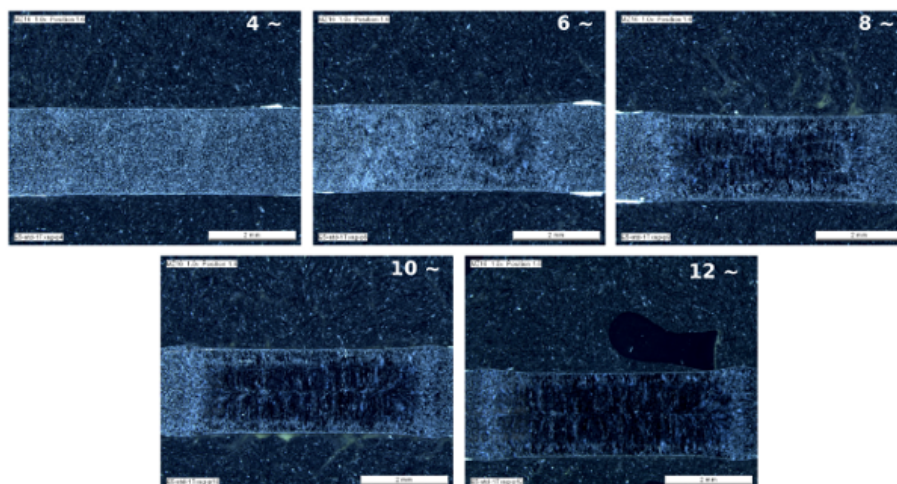


FIGURE 3.31 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 1T XSG 2mm - 100 points soudés.

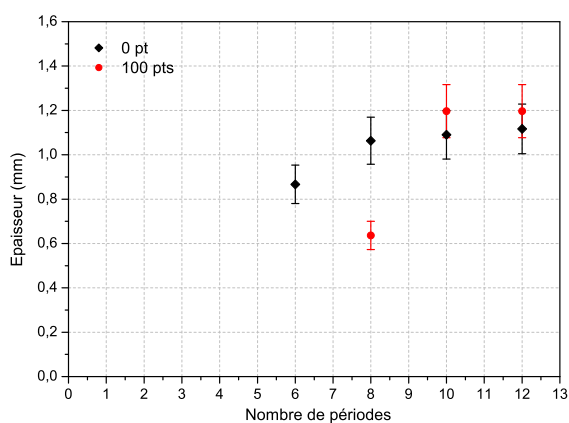


FIGURE 3.32 – Comparaison à 0 et 100 pts de l'évolution de l'épaisseur du noyau - assemblage 1T XSG 2mm.

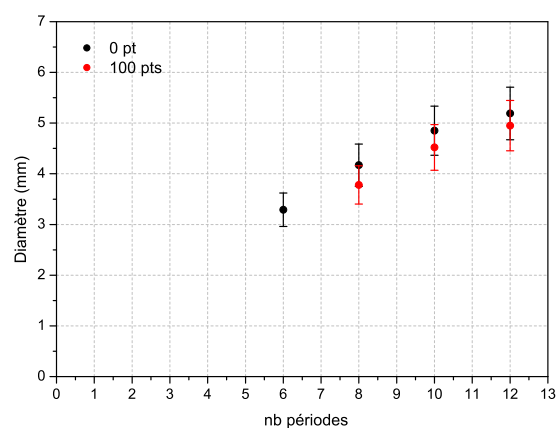


FIGURE 3.33 – Comparaison à 0 et 100 pts de l'évolution du diamètre du noyau - assemblage 1T XSG 2mm.

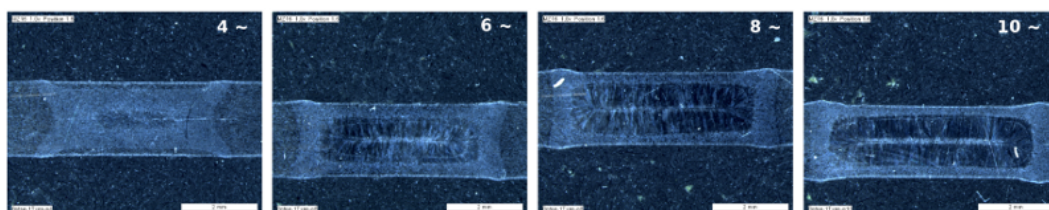


FIGURE 3.34 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 1T XES 2mm - 0 point soudé.

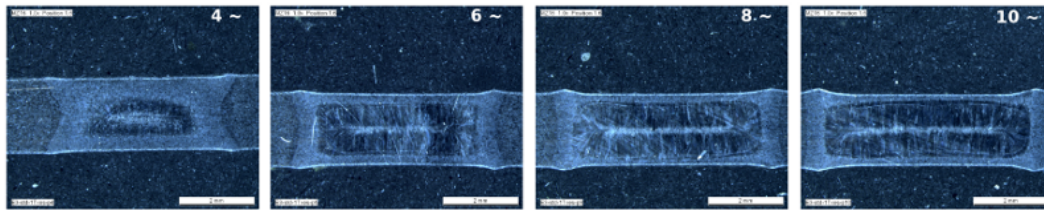


FIGURE 3.35 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 1T XES 2mm - 100 points soudés paramètres standard.

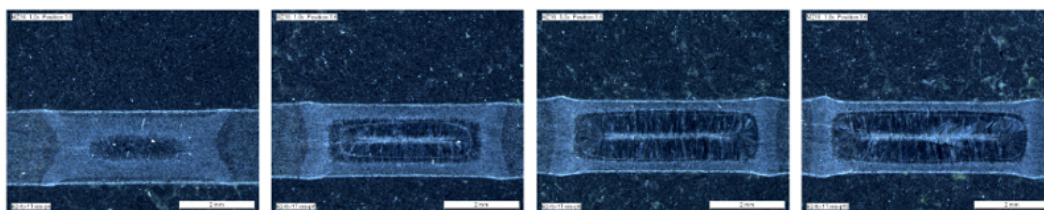


FIGURE 3.36 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 1T XES 2mm - 100 points soudés paramètres forte cadence.

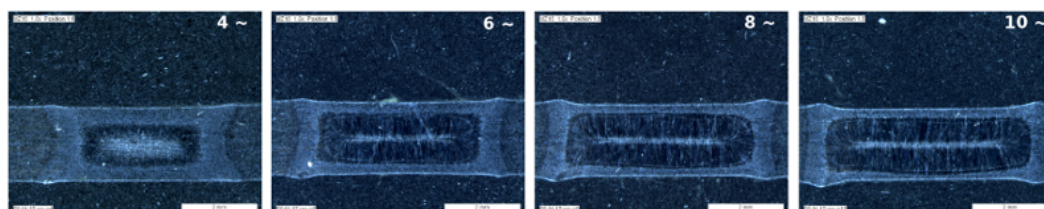


FIGURE 3.37 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 1T XES 2mm - 100 points soudés paramètres faible débit.

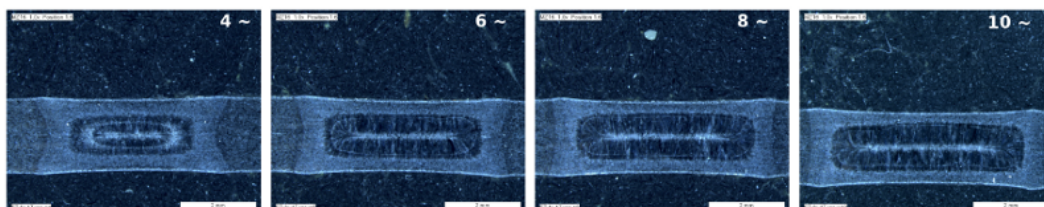


FIGURE 3.38 – Cinétique expérimentale de développement du noyau - assemblage 1T XES 2mm - 100 points soudés paramètres forte cadence et faible débit.

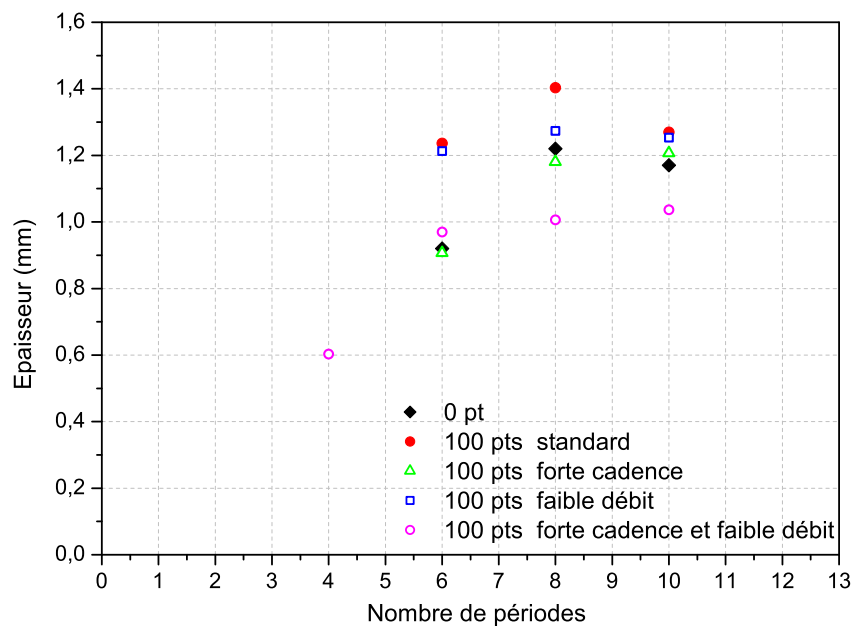


FIGURE 3.39 – Comparaison à 0 et 100 pts de l'évolution de l'épaisseur du noyau - assemblage 1T XES 2mm.

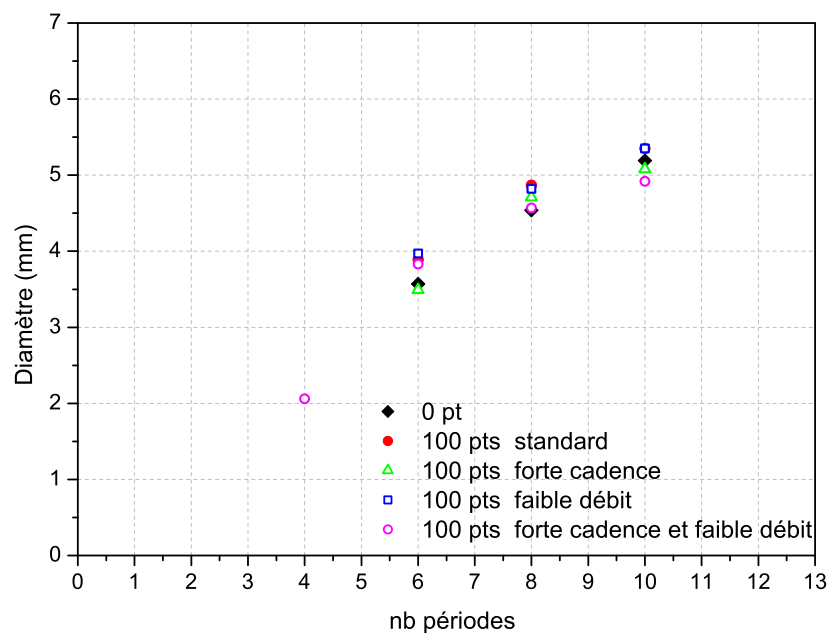


FIGURE 3.40 – Comparaison à 0 et 100 pts de l'évolution du diamètre du noyau - assemblage 1T XES 2mm.

3.4 Discussion

Ces essais de soudage ont deux objectifs :

1. obtenir des informations sur les mécanismes de détérioration des faces actives des électrodes lors du soudage,
2. disposer de cas de référence pour valider les modèles numériques.

On se propose dans cette partie de faire l'analyse des résultats présentés précédemment. La priorité est donnée à l'analyse de l'ensemble des résultats obtenus sur l'assemblage tôle nue, d'abord dans le cas "standard" puis lors de l'étude paramétrique. Ensuite, l'influence du revêtement en zinc sur la dégradation des profils des électrodes est discutée.

3.4.1 Assemblage tôles nues

Dans le cas des assemblages 1T XES, les observations réalisées montrent que le mécanisme de dégradation du profil de la face active des électrodes par déformation est prépondérant. En effet les électrodes initialement convexes présentent une face active aplatie avec une surface de contact de rayon d'environ $2,5\text{mm}$ dès le 60^{ème} point soudé. Au début d'une séquence de soudage, ce mécanisme par déformation évolue très rapidement. Au delà de 100 points soudés les profils des faces actives n'évoluent plus. Le mécanisme de déformation de la face active s'arrête lorsque la taille de la face active atteint environ 5mm de diamètre. Au-dessus d'un diamètre de 5mm , le niveau de contrainte à effort constant pendant la phase de soudage sera insuffisant pour poursuivre la déformation plastique.

En parallèle à ces observations, les filiations de dureté traduisent une évolution progressive de l'adoucissement du CuCr1Zr. Au niveau du cas standard et après 100 points une baisse d'environ 80% de la dureté est enregistrée. Les déformations au niveau des faces actives n'évoluent alors plus. Il faut attendre 200 points soudés pour voir se stabiliser les filiations de dureté. Ainsi le mécanisme de déformation est en partie lié à l'adoucissement de l'alliage de cuivre.

Les cinétiques de développement du noyau dans les tôles et les mesures de températures apportent des informations sur l'échauffement des électrodes. A 0 et 100 points soudés lors de l'utilisation des paramètres opératoires "standard", les dimensions finales des noyaux sont similaires, malgré quelques différences observées au niveau des cinétiques de formation des points. L'incrémentations du courant de $9,2\text{kA}$ à $9,6\text{kA}$ a permis de compenser l'aplatissement du profil des électrodes. Ces incrémentations provoquent une augmentation des températures maximales mesurées.

En ce qui concerne l'influence des paramètres opératoires, après 100 points soudés, il y a une insensibilité de l'usure du profil et des évolutions de dureté des électrodes dans les gammes de débit d'eau et de cadence testées. Les mesures de température montrent des différences pour ces essais. Les essais à forte cadence entraînent une augmentation de la température dès les premiers cycles par rapport aux autres essais. La température maximale des cycles se stabilise aux environs de 600°C à 1mm de la face active. Au bout de 100 points soudés, les températures maximales des cycles de l'ensemble des essais sur tôles nues sont similaires.

Finalement, après 100 points de soudure, les électrodes sont dans le même état en termes de dureté et de profil. Seules des différences de température sont observées. Ces essais à 100 points ne sont pas assez discriminants pour relever les effets des paramètres opératoires débit et cadence. Des essais intermédiaires à 20 points et 60 points permettraient probablement d'observer des différences sur les cinétiques de vieillissement. En effet, les deux cas à forte cadence présentent des températures très élevées et ce dès le début de la séquence de soudage, le niveau de dureté en face active doit baisser plus rapidement car il dépend directement des températures atteintes lors des cycles de soudage.

3.4.2 Assemblage tôles revêtues

Deux assemblages sont étudiés sur tôles revêtues : 1T XSG 2mm et 2T XSG 1mm/1mm. Ces deux configurations permettent de caractériser l'influence du contact tôle/tôle. Au niveau des températures atteintes dans les électrodes et des filiations de dureté, il n'y a pas de différences significatives observées entre ces assemblages. Par contre, les cinétiques de développement des noyaux présentent quelques différences à 100 points soudés. Dans le cas 1T 2mm, une zone fondue est détectée dès la 8^{ème} périodes de soudage comme pour l'assemblage 2T 1mm/1mm. Cependant ce noyau se présente sous la forme d'une "haricot", c'est-à-dire qu'il est très épais aux extrémités et très fin au centre.

En comparaison avec l'assemblage sur tôle nue, les valeurs de dureté en face active diminuent plus rapidement avec le nombre de points soudés. Ce sont les niveaux de température les plus élevés au début de la séquence de soudage dans les cas avec tôles revêtues qui expliquent les différences de dureté. Par ailleurs les profils mesurés pour ces cas indiquent que les électrodes s'érodent avec le nombre de points soudés. En effet après 200 points de soudure la hauteur de l'électrode a diminué d'environ 50 μ m et de 100 μ m après 420 points alors que la perte de dureté est proche des cas des assemblages tôles nues.

Dans ces configurations, la face active des électrodes s'aplatit d'une part à cause du phénomène d'adoucissement et d'autre part à cause de l'arrachement progressif de la matière avec le nombre de points soudés. En conséquence les surfaces de contact E/T augmentent avec l'accumulation des points.

3.5 Conclusion

L'ensemble des résultats obtenus à partir de ces essais de soudage indique que l'usure des profils des électrodes se fait en deux temps :

1. Dans le cas des tôles nues et revêtues, le mécanisme de déformation intervient entre le premier et le 100^{ème} point soudé. La déformation de la face active des électrodes est probablement favorisée par l'adoucissement du CuCr1Zr qui se produit plus ou moins rapidement selon les paramètres et l'assemblage utilisés. Les profils de dureté se stabilisent aux environs de 100 points soudés.
2. Avec l'utilisation de tôles revêtues, l'usure du profil se poursuit au-delà de 100 points. C'est le mécanisme d'érosion lié, d'après la littérature, à la diffusion du zinc dans le cuivre qui est alors à l'origine de la poursuite de cette dégradation.

Ces essais de soudage ont montré que l'extrémité des électrodes est soumise à des températures d'environ 700°C à $0,5\text{mm}$ de la face active. Les températures au contact sont forcément plus élevées. Les mesures des propriétés thermo-mécaniques (chapitre 2) montrent que l'adoucissement fait chuter la limite d'élasticité du CuCr1Zr en quelques minutes voir quelques secondes pour des températures supérieures à 750°C . Or à ce stade de l'étude, il est difficile de déterminer si l'adoucissement joue le rôle principal dans le mécanisme de déformation. Il est donc intéressant de développer des modèles numériques afin de compléter les connaissances déjà acquises sur les mécanismes de dégradation des électrodes.

Chapitre 4

Modélisation des phénomènes physiques dans les électrodes lors du soudage par point

4.1 Introduction

Le principal objectif des modèles développés dans cette étude est de permettre de simuler numériquement la dégradation des électrodes. L'adoucissement du CuCr1Zr avec l'accumulation des points soudés est pris en compte, tandis que, dans le cadre de cette étude, les mécanismes de dégradation associés à la diffusion du zinc dans les électrodes ne sont pas modélisés. Ces modèles permettent donc d'étudier l'influence des mécanismes d'adoucissement sur la déformation de la face active. En outre ces calculs permettront d'évaluer la contribution respective des principaux paramètres contrôlant la durée de vie de l'électrode et plus particulièrement d'étudier l'influence des paramètres opératoires du procédé de soudage.

Pour rendre compte au mieux des conséquences de l'adoucissement des électrodes et calculer précisément les déformations des faces actives, il est nécessaire de tenir compte dans le modèle de l'évolution du comportement thermomécanique du CuCr1Zr avec la température et avec les évolutions microstructurales. Il a été démontré précédemment que les propriétés thermophysiques (conductivités thermique et électrique) étaient peu impactées par les mécanismes de coalescence et dissolution des précipités de Cr (cf. chapitre 2). En conséquence seules seront prises en compte dans les modèles les évolutions de ces propriétés avec la température. En ce qui concerne les conditions aux limites, les contacts avec les tôles ainsi que les échanges avec l'air ambiant et l'eau du circuit de refroidissement sont modélisés. Le système de refroidissement des électrodes a fait l'objet d'une étude sous le logiciel Comsol Multiphysics afin de déterminer le coefficient d'échange permettant de calculer le flux de chaleur évacué. Les principales conditions aux limites et propriétés à prendre en compte dans les modèles numériques de soudage sont présentées en figure 4.1.

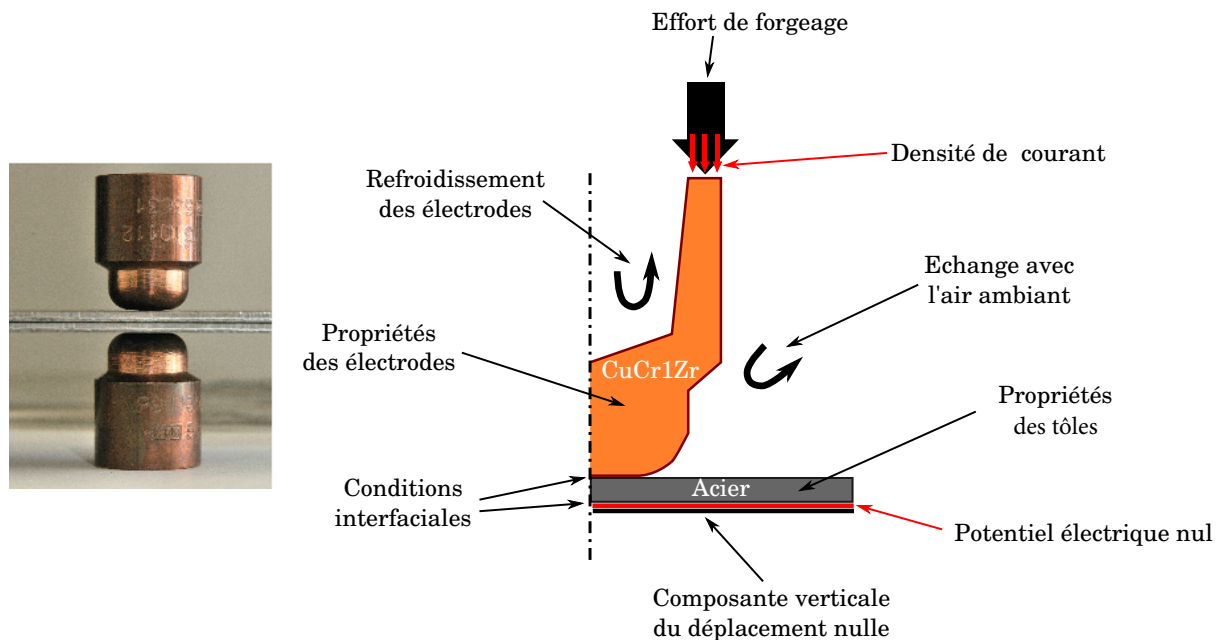


FIGURE 4.1 – Conditions aux limites et propriétés pour la simulation numérique.

Ce travail de modélisation s'appuie sur des études expérimentales et numériques menées sur le procédé RSW au LIMatB depuis une dizaine d'années [Sibilia, 2003], [Rogéon et al., 2008],

[Raoelison, 2010]. Ces études ont donné lieu à la caractérisation complète des tôles (propriétés physiques, comportement thermo-mécanique et transformations métallurgiques) ainsi qu'à la caractérisation des résistances de contacts électrique et thermique au niveau des interfaces électrode/tôle et tôle/tôle. Les lois de comportement ont été implémentées initialement dans les modèles pour simuler le soudage par point avec comme objectif principal d'étudier la formation et le développement du noyau au sein des tôles. Dans ces premiers modèles (annexe A), le comportement des électrodes était simplifié et les mécanismes d'adoucissement négligés. Par ailleurs un seul point soudé était simulé. Dans le modèle de soudage mis en œuvre dans cette étude à l'aide du logiciel éléments finis Sysweld pour étudier la dégradation des électrodes avec l'adoucissement, on reprend intégralement tous les développements concernant les tôles et les interfaces déjà mis au point dans les études précédentes. Seules les valeurs des RCE et RCT à l'interface E/T ont été modifiées suite aux nouvelles caractérisations effectuées (voir chapitre 2.7).

Ce chapitre présente donc uniquement les modèles développés au cours de ce travail pour décrire le comportement des électrodes au cours d'une séquence de soudage et les procédures informatiques de résolution en langage SIL qui ont dû être développées pour simuler numériquement l'enchaînement de plusieurs points soudés.

4.2 Présentation des couplages : ETM^{al} et $ETM^{al}M^{ec}$

Afin de réduire les temps de calcul, la géométrie du modèle est simplifiée en utilisant l'axe et le plan de symétrie du système. Premièrement la géométrie de l'assemblage est supposée de révolution. Deuxièmement dans le cas de l'assemblage de deux tôles identiques en nuance et en épaisseur, l'interface T/T constitue un plan de symétrie. La géométrie du modèle est donc 2D axisymétrique et limitée à un demi-assemblage.

Le procédé de soudage par point met en jeu des phénomènes électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques qui sont fortement couplés. De plus l'aspect cyclique lié à la répétition des points soudés complexifie les modèles numériques. Pour répondre à la nécessité de simuler numériquement l'enchaînement de plusieurs points de soudage tout en évitant des temps de calcul prohibitifs, deux modèles sont utilisés :

1. Un modèle ETM^{al} (électro-thermo-métallurgique) pour étudier l'influence des paramètres du procédé de soudage (cadence) et des conditions aux limites (refroidissement par eau, contacts avec les tôles) sur le niveau d'adoucissement dans les électrodes. La figure 4.2 répertorie les couplages pris en compte dans le modèle ETM^{al} .
2. Un modèle $ETM^{al}M^{ec}$ (électro-thermo-métallurgique-mécanique) pour calculer les déformations dans l'électrode potentiellement activées par le vieillissement des embouts au cours d'une séquence de soudage. La figure 4.3 répertorie les couplages pris en compte dans le modèle $ETM^{al}M^{ec}$.

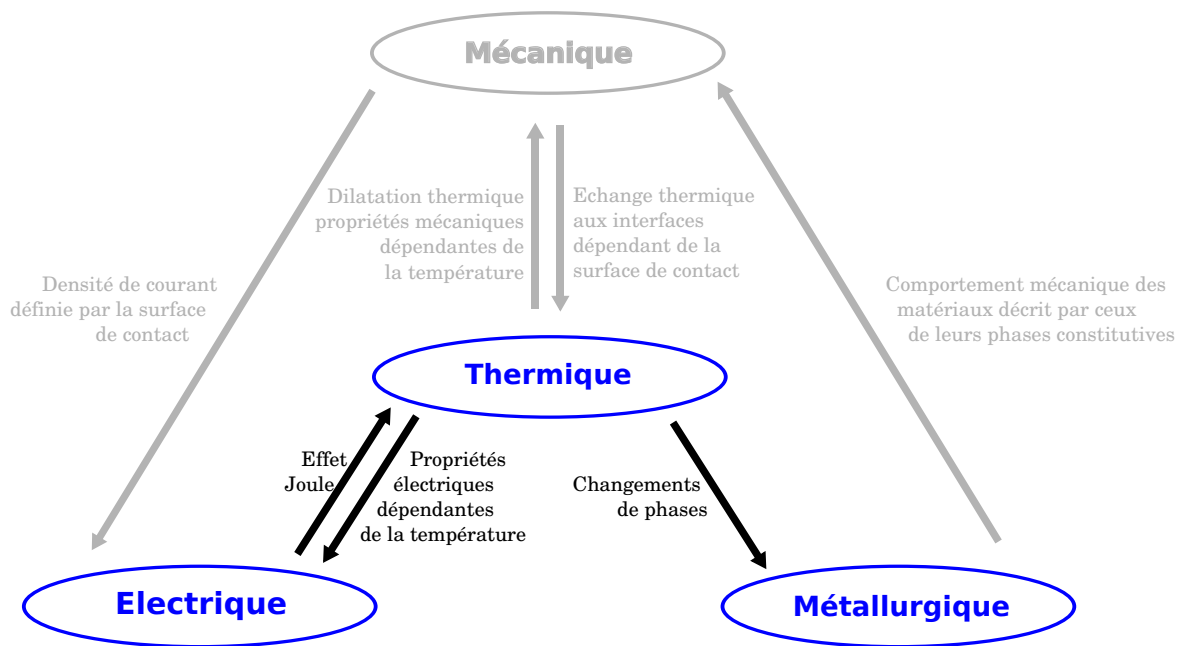


FIGURE 4.2 – Couplages du modèle ETM^{al} .

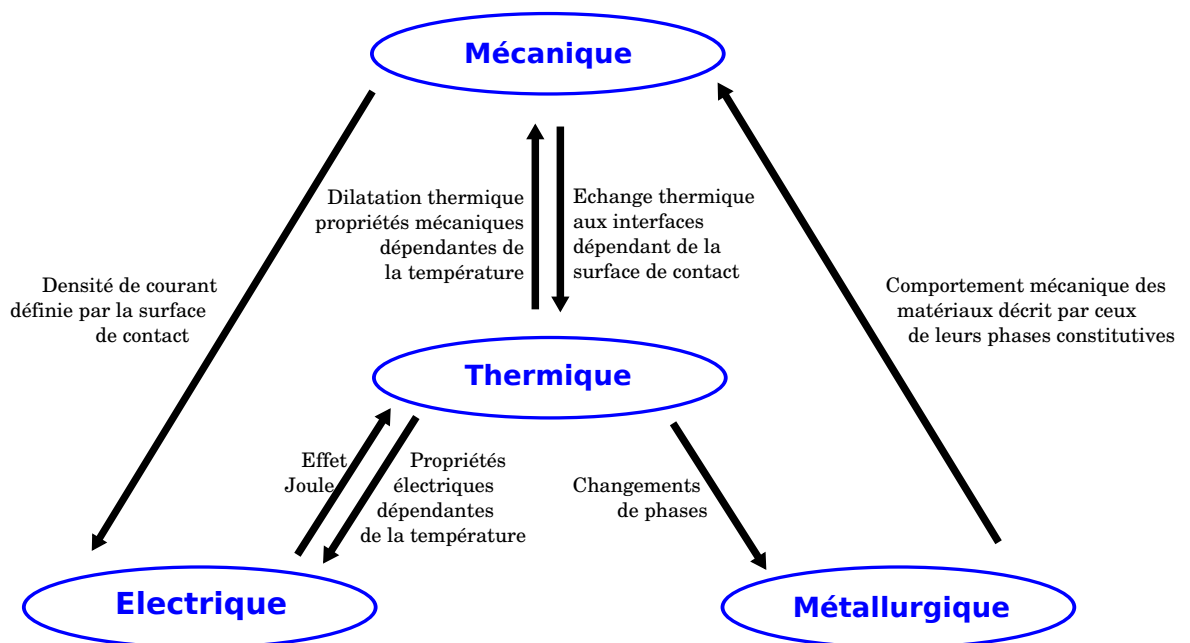


FIGURE 4.3 – Couplages du modèle $ETM^{al}M^{ec}$.

4.3 Description du modèle ETM^{al} des électrodes

4.3.1 Modèle Electro-thermique

Le modèle électro-thermique va permettre d'obtenir le champ de température dans l'électrode, qui résulte des flux de chaleur générés par effet Joule principalement aux interfaces E/T et T/T et dans les tôles et qui transitent vers les électrodes thermostatées. On retrouve donc au niveau du modèle ET, un modèle de conduction thermique, un modèle électrocinétique et un modèle de contact, pour rendre compte des phénomènes physiques électriques et thermiques couplés dans la matière et aux interfaces.

Avec le logiciel éléments finis SYSWELD, il est possible de résoudre simultanément les équations électriques et thermiques par un couplage fort entre ces équations. Le couplage dans l'équation de la chaleur (4.1) apparaît au niveau du terme source (équation 4.4) qui correspond à l'énergie générée par effet Joule, et au niveau des conductivités électriques (équations 4.2, 4.3, 4.4) qui dépendent de la température.

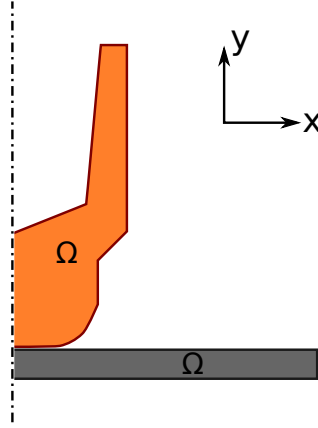


FIGURE 4.4 – Domaine dans lequel est défini l'ensemble des modèles.

4.3.1.1 Equation de conduction thermique

Les transferts thermiques sont supposés instationnaires et conductifs purs dans le domaine Ω (Figure 4.4). La variation d'énergie interne est égale à la somme des dissipations par conduction et de l'énergie générée par effet Joule Q (équation 4.1). Dans le modèle thermique les propriétés physiques, notamment la conductivité thermique, n'évoluent pas avec les changements de microstructure et ne dépendent que de la température.

$$\rho^{vol} C_p \frac{\partial T}{\partial t} = \text{div}(\lambda(T) \overrightarrow{\text{grad}} T) + Q \quad (4.1)$$

Avec : ρ^{vol} , la masse volumique ($kg.m^{-3}$); C_p , la chaleur massique ($J.kg^{-1}.K^{-1}$); λ , la conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$); Q , le terme source volumique par effet Joule ($W.m^{-3}$).

Les valeurs de ρ^{vol} , de C_p et de λ sont fonctions de la température et sont respectivement présentées sur les figures 2.27 (mesure LIMatB), 2.28 (valeur moyenne LIMatB) et 2.35 du

chapitre 2. Dans le logiciel SYSWELD, les valeurs de ces paramètres sont tabulées et interpolées linéairement tous les $100^\circ C$.

4.3.1.2 Equation électrocinétique

Les phénomènes électriques, dans un domaine de frontière Ω (Figure 4.4), sont décrits par l'équation électrocinétique qui permet de calculer la distribution de densité de courant et le champ de potentiel au sein du domaine. La conductivité électrique du CuCrZr ne dépend que de la température et évolue indépendamment des changements microstructuraux. Avec le logiciel éléments finis SYSWELD, les équations électriques et thermiques sont résolues simultanément :

$$\text{div}(\vec{j}) = 0 \quad (4.2)$$

$$\vec{j} = -\sigma_{el}(T) \overrightarrow{\text{grad}} V \quad (4.3)$$

Avec : σ_{el} , la conductivité électrique ($\Omega^{-1}.m^{-1}$) ; V , le potentiel électrique (V).

La source de chaleur par effet Joule dans le domaine Ω s'exprime par :

$$Q = \overrightarrow{\text{grad}}(V) \sigma_{el}(T) \overrightarrow{\text{grad}}(V) \quad (4.4)$$

L'évolution de la conductivité électrique σ_{el} en fonction de la température (figure 4.5) est déterminée à partir des mesures de résistivité électrique présentées en figure 2.34 du chapitre 2. Là encore ces valeurs sont tabulées et interpolées linéairement tous les $100^\circ C$.

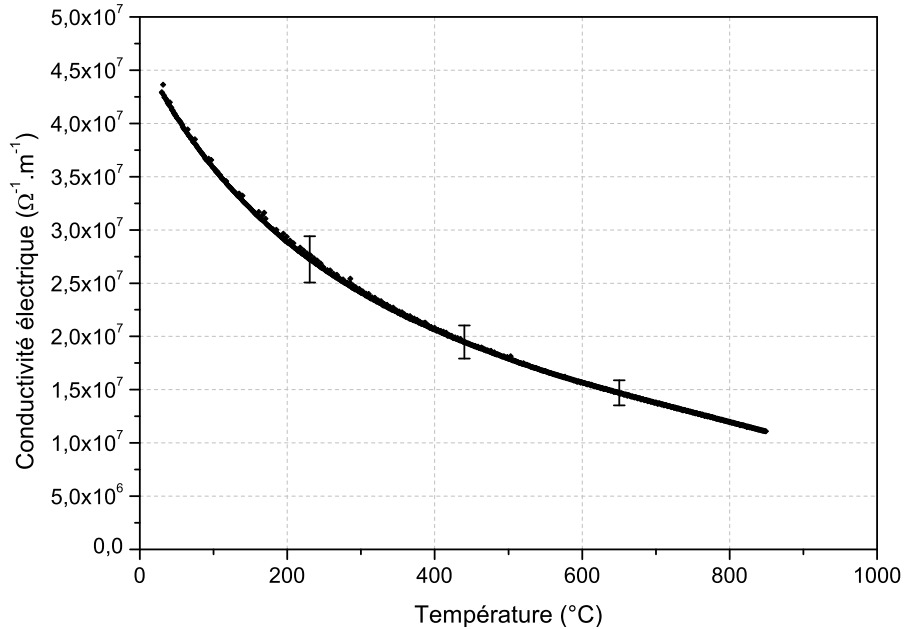


FIGURE 4.5 – Conductivité électrique du CuCr1Zr en fonction de la température.

4.3.2 Modèle Métallurgique

A partir des mesures de dureté réalisées sur les éprouvettes Gleeble (chapitre 2 partie 2.4.3), deux modèles ont été définis et comparés [Carron et al., 2011]. Seul le modèle Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) qui a été finalement retenu est décrit ci-dessous. L'étude comparative des modèles est présentée en annexe B.

Ce type de modélisation a déjà été mis en œuvre pour simuler les phénomènes de précipitation/coalescence/ dissolution du cuivre dans un acier 17-4PH [Zavala, 2005]. Il est adapté ici pour l'alliage CuCr1Zr. Les phénomènes de coalescence/dissolution que subissent les précipités de chrome sont modélisés par des cinétiques d'évolution de pseudo-phases dont les paramètres sont identifiés à partir de mesures de dureté. Dans un but de simplification, on ne cherche pas à modéliser la fraction volumique ni la distribution de tailles des précipités. Seules sont modélisées les évolutions des deux pseudo-phases, qui correspondent à l'évolution du taux d'adoucissement. La phase durcie est initialement fixée à 100% et la phase adoucie à 0%. Puis ces fractions de phase évoluent avec l'accumulation des points soudés. Expérimentalement, ce taux d'adoucissement se détermine à partir de mesures de dureté sur l'électrode ou sur échantillons traités thermiquement. Ainsi après chaque excursion en température, la fraction de phase adoucie est calculée par la relation :

$$X = \frac{HV_{max} - HV}{HV_{max} - HV_{min}} \quad (4.5)$$

Avec : X , fraction de phase adoucie; HV , dureté mesurée après soudage ou traitement thermique sur machine Gleeble; $HV_{max} = 165$, dureté du CuCr1Zr dans l'état TER (avant traitement); $HV_{min} = 75$, dureté minimale qui a été mesurée après un traitement thermique de 60s à 850°C.

La seule transformation de phase autorisée est celle correspondant à l'adoucissement (coalescence/dissolution des précipités) du matériau. La reprécipitation du chrome dans le cuivre au cours du refroidissement n'est pas autorisée dans ce modèle. En effet les vitesses de refroidissement des électrodes sont trop importantes (supérieures à 1000°C/s au moins jusqu'à 400°C) pour que le phénomène de précipitation au refroidissement se produise. De même pendant de la phase de soudage, la cinétique de chauffage est suffisamment rapide (supérieure à 1000°C/s) pour éviter la reprécipitation dans une électrode déjà adoucie.

Ce modèle fait intervenir un paramètre d'équivalence temps-température. En effet, les phénomènes de coalescence/dissolution des précipités sont thermiquement activés, c'est-à-dire qu'ils ne dépendent pas uniquement de la température, mais aussi de la durée de maintien à cette température. Une même valeur de dureté peut-être obtenue pour plusieurs couples temps-température, d'où le choix d'utiliser un paramètre d'équivalence [Zavala, 2005] [Carron et al., CM-05-0453,2006]. Le paramètre d'équivalence est donné par :

$$P(T, t) = t \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) \quad (4.6)$$

Avec : t , durée des paliers isothermes (s) ; Q_d , énergie d'activation de diffusion du chrome dans le cuivre ($J.mol^{-1}$) ; R , constante des gaz parfaits ($J.mol^{-1}.K^{-1}$).

Afin de tenir compte des phases de chauffage et de refroidissement des traitements thermiques, le paramètre d'équivalence s'écrit également sous la forme suivante :

$$P(T, t) = \int_0^t \exp\left(-\frac{Q_d}{RT}\right) dt = \sum_i \exp\left(-\frac{Q_d}{RT_i}\right) dt_i \quad (4.7)$$

Avec : i , pas de temps choisi.

La relation JMAK modélisant l'évolution des fractions de phase en fonction du temps et en conditions isothermes peut s'écrire :

$$X(T, t) = \bar{X}(T) \left(1 - \exp \left[\ln \left(\frac{1}{2} \right) \left(\frac{t}{t_{0,5}(T)} \right)^{n(T)} \right] \right) \quad (4.8)$$

Avec : $\bar{X}(T)$, fraction maximale de phase pouvant être formée à la température T ; $t_{0,5}(T)$, durée nécessaire pour former 50% de la fraction de phase à la température T .

En introduisant le paramètre d'équivalence, l'équation 4.8 s'écrit :

$$X(T, t) = \bar{X}(T) \left(1 - \exp \left[\ln \left(\frac{1}{2} \right) \left(\frac{P(T, t)}{P_{0,5}} \right)^{n(T)} \right] \right) \quad (4.9)$$

Avec : $P_{0,5}$, paramètre d'équivalence correspondant à 50% de phase formée.

Dans le code éléments finis SYSWELD, le modèle est implémenté sous la forme différentielle suivante :

$$\dot{X} = n \left(\frac{\bar{X}(T) - X}{\tau(T)} \right) \left[\ln \left(\frac{\bar{X}(T)}{\bar{X}(T) - X} \right) \right]^{\frac{n-1}{n}} \quad (4.10)$$

$$\text{Avec} \quad \tau(T) = \frac{P_{0,5} \left(-\ln \frac{1}{2} \right)^{-\frac{1}{n}}}{\exp \left(-\frac{Q_d}{RT} \right)} \quad (4.11)$$

Les paramètres à renseigner dans SYSWELD sont $\bar{X}(T)$, n et $\tau(T)$. On fait l'hypothèse que n est indépendant de la température. Pour calculer $\tau(T)$, il est nécessaire de connaître Q_d et $P_{0,5}$. n et $P_{0,5}$ sont déterminés à partir des résultats expérimentaux.

Les résultats des mesures de dureté (cf. chapitre 2.4.3) indiquent qu'après un traitement thermique à $500^\circ C$ pendant 300s le CuCr1Zr ne s'est pas adouci. En simulation numérique, il est donc admis que cet alliage n'est pas affecté au niveau de sa microstructure par des excursions à des températures inférieures à $500^\circ C$. On suppose par ailleurs, au vu des caractérisations microstructurales (dureté) présentées au chapitre 2, que l'on peut atteindre un adoucissement complet (dureté minimale) pour toute température supérieure à $500^\circ C$ à condition de maintenir l'alliage suffisamment longtemps à cette température. En conséquence, la valeur de $\bar{X}(T)$

est égale à 0 en dessous de $500^{\circ}C$ et vaut 1 au-dessus (cf. figure 2.21).

La valeur de l'énergie d'activation de diffusion du chrome dans le cuivre Q_d est issue de la bibliographie et vaut $195 kJ.mol^{-1}$ [Gale and Totemeier, 2003]. La calibration des paramètres n et $P_{0,5}$ de la loi JMAK se fait à partir du tracé de la courbe X vs $\ln P(T, t)$ (figure 4.6) qui regroupe l'ensemble des mesures expérimentales présentées au chapitre 2.4.3. $P_{0,5}$ et n valent respectivement $2,52.10^{-9}s$ et 0,5. La table 4.1 présente les valeurs calculées de $\tau(T)$ à partir de ces deux dernières données et à différentes températures. Il est à noter que les duretés étant mesurées à $\pm 5HV$, cela induit une incertitude d'environ $\pm 5\%$ sur les proportions de phases obtenues avec le modèle JMAK.

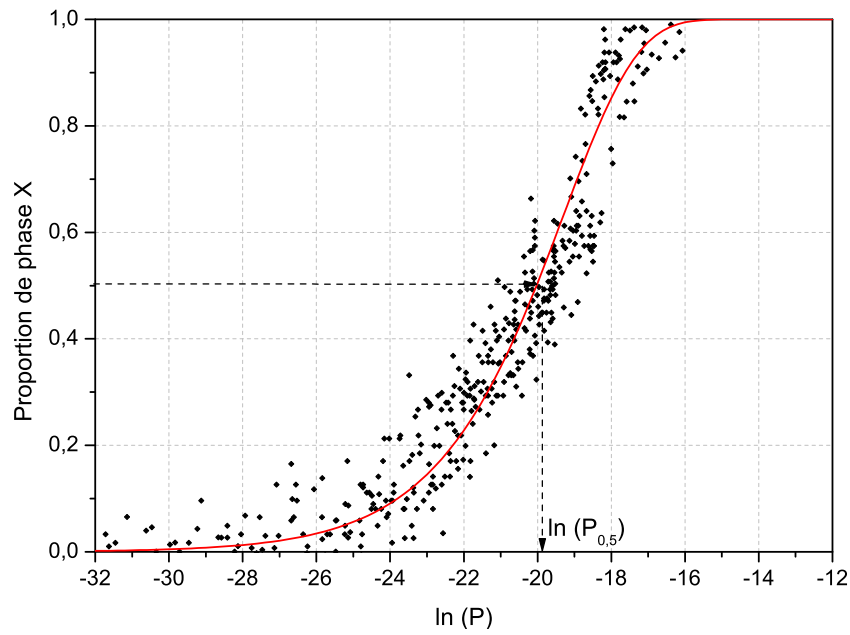


FIGURE 4.6 – Courbe de calage du modèle JMAK.

n	0,5
---	-----

$T(^{\circ}C)$	$< 500^{\circ}C$	$\geq 500^{\circ}C$
$\bar{X}(T)$	0	1

$T(^{\circ}C)$	500	550	600	650	700	750	800	900	1000
$\tau(T)(s)$	46290	7332	1434	335	91	28	9,60	1,49	0,31

TABLE 4.1 – Paramètres n , $\bar{X}(T)$ et $\tau(T)$ de la loi d'évolution métallurgique du CuCr1Zr.

La figure 4.7 présente, pour des expériences de maintien isotherme (cf.2.4.3), la comparaison entre les duretés expérimentales et simulées par le modèle JMAK. Le modèle reproduit bien

4.3 Description du modèle ETM^{al} des électrodes

les cinétiques d'adoucissement pour les durées de maintien courtes, plus représentatives de l'accumulation des cycles de soudage. L'adéquation dans le cas de maintiens longs de plus de 20s est moins bonne.

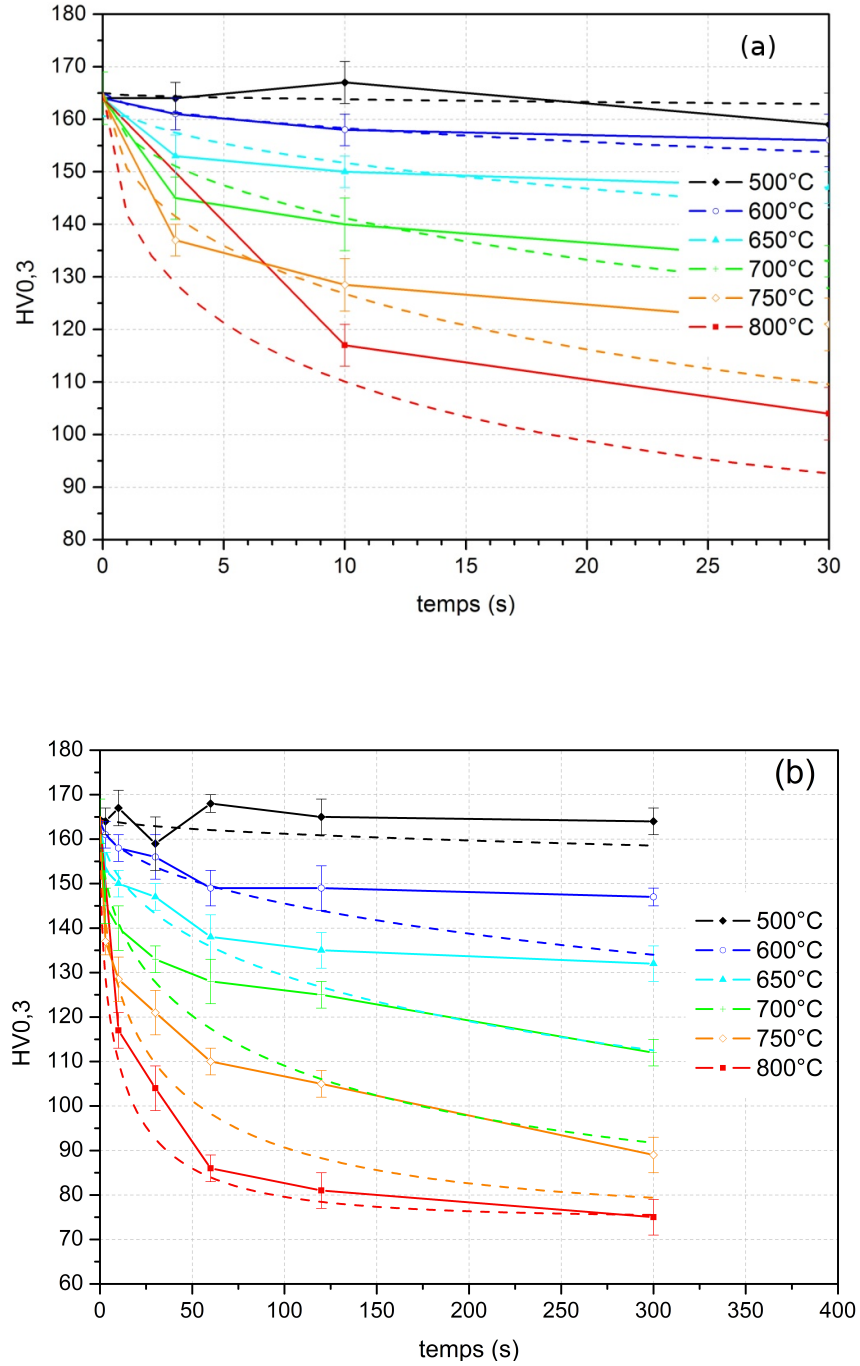


FIGURE 4.7 – Comparaison entre dureté expérimentale et dureté simulée par le modèle JMAK vs durée de maintien pour les paliers isothermes (a) maintien courts, (b) maintien longs.

4.4 Description du modèle $ETM^{al}M^{ec}$ des électrodes

La partie électro-thermique de ce modèle de soudage est identique au précédent. Cependant la loi d'évolution métallurgique n'est pas la même que celle du modèle ETM^{al} . Dans le modèle ETM^{al} , une loi JMAK est utilisée dont les paramètres sont identifiés à partir des mesures de dureté effectuées à froid après différents traitements thermiques. Ces mesures de dureté sont utilisées pour quantifier l'adoucissement du CuCr1Zr. In fine le modèle ETM^{al} peut alors prédire les évolutions de dureté post mortem dans l'électrode et la comparaison simulation/ expérience est facilitée. Dans le modèle $ETM^{al}M^{ec}$, le modèle métallurgique couplé à la loi de comportement thermomécanique va permettre de simuler les déformations plastiques de la face active de l'électrode. L'adoucissement de l'électrode est donc caractérisé via les essais thermomécaniques à chaud sur machine Gleeble présentés au chapitre 2. Dans ce modèle $ETM^{al}M^{ec}$, les paramètres des lois de comportement métallurgique et mécanique sont identifiés à partir des résultats de ces essais, donc à partir de l'évolution des propriétés mécaniques du CuCr1Zr à chaud. Le modèle mécanique des tôles est présenté dans l'Annexe A.

4.4.1 Modèle Electro-thermique

Le modèle électro-thermique ainsi que les propriétés physiques utilisées ici sont ceux présentés dans la section 4.3.1 de ce chapitre.

4.4.2 Modèle de comportement Mécanique

Un modèle élasto-viscoplastique tenant compte des évolutions microstructurales est utilisé pour modéliser le comportement du CuCr1Zr au cours du soudage. Les phénomènes de coalescence et de dissolution des précipités apparaissent pour des histoires thermiques avec des passages à des températures supérieures à $500^{\circ}C$. L'ajout d'une variable de vieillissement dans le modèle permet alors de décrire la chute des propriétés mécaniques relative à ces phénomènes. Les essais thermo-mécaniques, ainsi que les essais de traction à froid présentés au chapitre 2 servent à identifier les paramètres de la loi de comportement. La loi de comportement mécanique identifiée à température ambiante n'est pas utile pour modéliser les déformations plastiques lors du soudage qui apparaissent à chaud, mais pourra permettre d'analyser plus en détail les profils de dureté dans l'électrode après soudage. Au dessus de $500^{\circ}C$, le modèle mécanique sera simplifié dans un premier temps. En effet, on ne tiendra pas compte de l'écrouissage dès que les températures seront supérieures à $500^{\circ}C$.

La déformation est partitionnée en trois contributions : élastique, thermique et viscoplastique :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{th} + \varepsilon^{vp} \quad (4.12)$$

La partie élastique est calculée via la loi de Hooke qui s'écrit pour un matériau isotrope :

$$E(T) \varepsilon^e = [1 + \nu(T)] \sigma - \nu(T) Tr(\sigma) I \quad (4.13)$$

Avec $E(T)$ le module de Young, $\nu(T)$ le coefficient de Poisson et I le tenseur d'ordre 2 unité.

Contrairement à ce qui s'observe pour des matériaux tels que les aciers au carbone, la variation de volume due aux changements de phase à l'état solide pour le CuCr1Zr est très faible. La partie thermique correspond uniquement à la dilatation thermique définie par :

$$\varepsilon^{th}(T) = \alpha(T)(T - T_{ref})I - \alpha(T_0)(T_0 - T_{ref})I \quad (4.14)$$

Avec $\alpha(T)$ le coefficient de dilatation de l'alliage; T_{ref} la température de référence pour mesurer la dilatation et T_0 la température initiale du calcul.

Le critère isotrope de von Mises avec une variable d'écrouissage isotrope est utilisé car les essais à température élevée ont montré un très faible effet Bauschinger. Ce critère permet de déterminer en fonction de l'état du matériau la transition entre un comportement thermoélastique ou viscoplastique. En notant F la fonction de charge, ce critère s'écrit :

$$F(\sigma, R) = \sigma_{eq} - \sigma_y(a) - R(a, p) \quad (4.15)$$

Avec $\sigma_y(a)$ la limite d'élasticité et $R(a, p)$ l'écrouissage isotrope. Ces grandeurs dépendent du niveau de vieillissement de l'alliage via une variable interne a . La contrainte équivalente de von Mises, notée σ_{eq} , vaut :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma' : \sigma'} \quad \text{avec } \sigma' = \sigma - \frac{1}{3} tr(\sigma)I \quad (4.16)$$

Avec ce critère et la règle de normalité, la loi d'écoulement viscoplastique s'écrit :

$$\dot{\varepsilon}^{vp} = \frac{3}{2} \dot{p} \frac{\sigma'}{\sigma_{eq}} \quad \text{avec } \dot{p} = \left(\frac{\max(0; F)}{K(a, T)} \right)^{n(T)} \quad (4.17)$$

Avec $n(T)$ un paramètre relatif aux mécanismes de viscosité et $K(a, T)$ une grandeur proportionnelle à la composante visqueuse de la contrainte. Ainsi si la valeur de la fonction de charge F est négative, la réponse est thermoélastique. Avec le critère de von Mises, p est la déformation plastique cumulée.

A haute température, c'est la valeur de K qui gouverne la réponse mécanique via l'état de vieillissement. En effet, les évolutions de la microstructure influencent les propriétés mécaniques (cf. chapitre 2.) Pour deux essais à une température identique mais avec des durées de maintien différentes, la réponse mécanique change radicalement. Pour décrire cet effet, il est nécessaire d'ajouter une variable d'adoucissement a comme [Cailletaud and Chaboche, 1979] et [Marquis and Costa Mattos, 1991]. Ces auteurs ont utilisé cette approche sur des alliages d'aluminium ou des superalliages de nickel durcis par des précipités.

Pour le comportement à température ambiante, la variable a agit principalement sur σ_y (limite d'élasticité) et R (écrouissage isotrope). A haute température, l'écrouissage devient faible et c'est la composante visqueuse de la contrainte qui est la plus sensible à la variable de vieillissement. Cette variable interne représentative du vieillissement a est régie par la loi d'évolution :

$$\dot{a} = \frac{a_\infty(T) - a}{\tau(T)} \quad \text{avec } a(t_0) = a_0 \quad (4.18)$$

Avec $a_\infty(T)$ le pourcentage maximal de phase adoucie à la température T et $\tau(T)$ la constante de temps associée à cette cinétique d'ordre 1. La valeur initiale a_0 vaut zéro pour un

état TER et tend vers 1 pour un état vieilli. Cette loi d'évolution est implémentée dans le code de calcul SYSWELD en tant que modèle métallurgique du modèle $ETM^{al}M^{ec}$.

Pour décrire la variable d'écrouissage isotrope R , une loi de Voce bien adaptée aux métaux CFC est retenue avec un terme linéaire associé au module plastique H .

$$R = Q(a) [1 - \exp(-bp)] + Hp \quad \text{avec} \quad Q(a) = Q_a + (Q_0 - Q_a)(1 - a) \quad (4.19)$$

C'est Q , la valeur asymptotique de R , qui est sensible au vieillissement. Les autres coefficients dépendant de l'état de vieillissement dans la loi de comportement s'écrivent ainsi :

$$\sigma_y(a) = \sigma_a + (\sigma_0 - \sigma_a)(1 - a) \quad \text{et} \quad K(a) = K_a + (K_0 - K_a)(1 - a) \quad (4.20)$$

A température ambiante, la partie mécanique du modèle comporte 11 coefficients à identifier : E , ν , σ_a , σ_0 , n , K_a , K_0 , b , Q_a , Q_0 et H . La loi d'évolution de a nécessite de préciser les deux fonctions $a_\infty(T)$ et $\tau(T)$. L'identification est réalisée via le logiciel SiDoLo [Pilvin, 2003]. Les valeurs des paramètres identifiées sont présentées dans le tableau 4.2.

E	114000 MPa
ν	0,34
σ_a	3 MPa
σ_0	397 MPa
$K_a = K_0$	24 MPa.s ^{1/n}
n	22
b	670
Q_a	48,7 MPa
Q_0	64,8 MPa
H	1460 MPa

TABLE 4.2 – Paramètres de la loi de comportement mécanique du CuCr1Zr à 20°C.

Pour la fonction $\tau(T)$, on retient, avec $\tau_0 = 1523s$, $T_0 = 500^\circ C$ et $T_1 = 61K$, la forme suivante :

$$\text{si } T < T_0 \quad \text{alors} \quad \tau(T) = \tau_0 \quad \text{sinon} \quad \tau(T) = \tau_0 \exp[(T_0 - T)/T_1] \quad (4.21)$$

Pour la fonction $a_\infty(T)$, on utilise une évolution affine par morceaux avec :

$$\text{si } T < 500^\circ C \quad \text{alors} \quad a_\infty(T) = 0.001 \quad (4.22)$$

$$\text{si } 500^\circ C < T < 600^\circ C \quad \text{alors} \quad a_\infty(T) = 0.001 + 0.223[(T - 500)/100] \quad (4.23)$$

$$\text{si } 600^\circ C < T < 700^\circ C \quad \text{alors} \quad a_\infty(T) = 0.224 + 0.430[(T - 600)/100] \quad (4.24)$$

$$\text{si } 700^\circ C < T < 800^\circ C \quad \text{alors} \quad a_\infty(T) = 0.654 + 0.346[(T - 700)/100] \quad (4.25)$$

$$\text{sinon} \quad a_\infty(T) = 1 \quad (4.26)$$

La figure 4.8 compare les résultats des essais de traction expérimentaux et simulés à température ambiante après différents traitements isothermes de vieillissement. Cette figure illustre bien la capacité du modèle à rendre compte des effets du vieillissement sur les caractéristiques mécaniques ultérieures du CuCr1Zr après refroidissement.

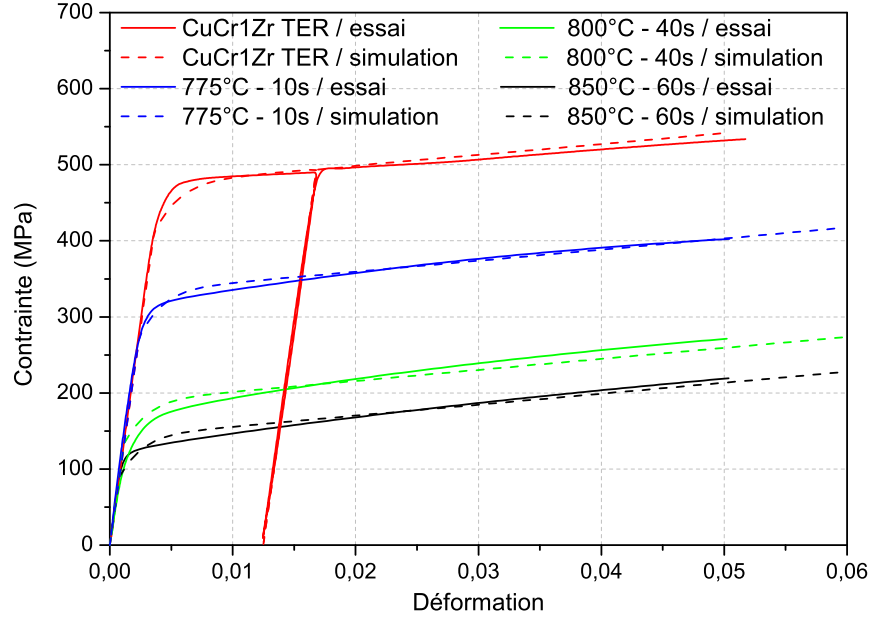


FIGURE 4.8 – Comparaison des résultats des essais de traction expérimentaux et simulés à température ambiante.

Pour les températures supérieures à $500^{\circ}C$, le modèle est simplifié puisque l'écrouissage devient négligeable. En effet lorsque l'on tente d'identifier les paramètres d'une loi d'écrouissage isotrope on obtient des valeurs très faibles de l'ordre de 10^{-30} . Par ailleurs, la limite d'élasticité est très faible et ne dépend plus de la variable de vieillissement. Il faut alors identifier les coefficients : E , ν , σ_y , n , K_a et K_0 . Pour l'ensemble des paramètres, une valeur est identifiée à plusieurs températures et ceux-ci pour le CuCr1Zr dans un état adouci ou non. Seul le paramètre K dépend de la variable de vieillissement a . Tous les autres paramètres dépendent uniquement de la température.

Le tableau 4.3 regroupe les valeurs des paramètres identifiés avec une stratégie adaptée à une base d'essais incomplète (utilisation d'une température pivot entre $500^{\circ}C$ et $830^{\circ}C$ pour interpoler les coefficients). L'ensemble complet des données expérimentales, en partie obtenues après cette première identification, est présenté dans l'annexe D. Dans cette annexe D, la confrontation entre ces essais et les simulations du modèle avec des valeurs de coefficients ré-identifiés est également présentée. Les figures 4.9, 4.10, 4.11, 4.12 et 4.13 présentent les évolutions des paramètres de la loi de comportement en fonction de la température et de l'adoucissement pour les températures supérieures à $500^{\circ}C$. L'identification de ces paramètres est faite jusqu'à $800^{\circ}C$ qui est la température maximale testée lors de la campagne de caractérisation des propriétés mécaniques en température. Au delà de $800^{\circ}C$, températures qui commencent à être difficilement atteignables dans l'électrode, les valeurs sont extrapolées.

Compte tenu du manque de données expérimentales entre 20°C et 500°C , les paramètres du modèle sont interpolés linéairement entre ces deux températures. Des essais mécaniques complémentaires permettraient d'identifier plus précisément la loi de comportement dans cette gamme de températures intermédiaires.

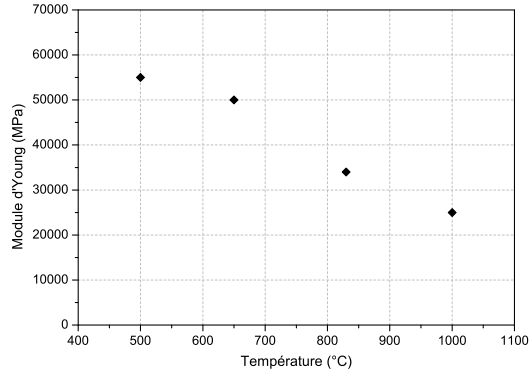


FIGURE 4.9 – Module d'Young E en fonction de la température.

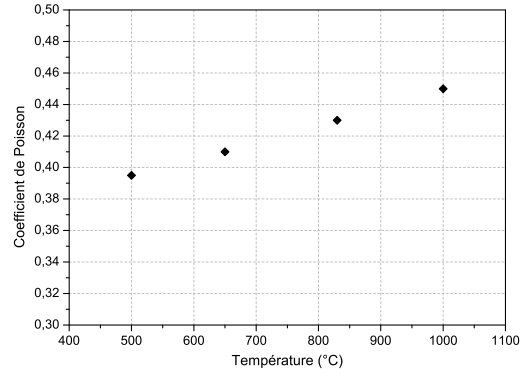


FIGURE 4.10 – Coefficient de Poisson ν en fonction de la température.

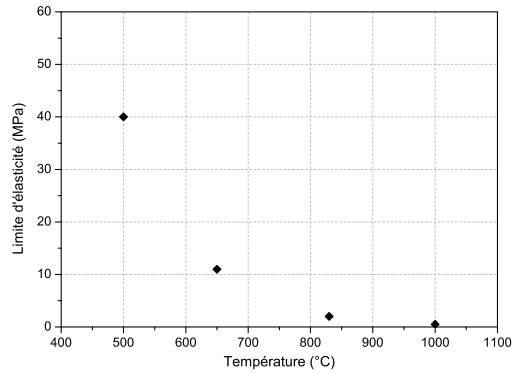


FIGURE 4.11 – Limite d'élasticité σ_y en fonction de la température.

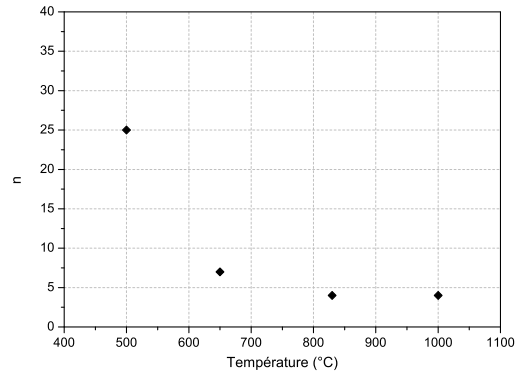


FIGURE 4.12 – Paramètre n en fonction de la température.

Température °C	E MPa	ν	σ_y MPa	n	K_0 MPa.s ^{1/n}	K_a MPa.s ^{1/n}
500	55 000	0.39	40	25	177	177
650	50 000	0.41	11	7	300	100
830	34 000	0.43	2	4	60	45
1000	25 000	0.45	0.5	4	20	20

TABLE 4.3 – Paramètres E , ν , σ_y , n , K_0 et K_a de la loi de comportement mécanique du CuCr1Zr.

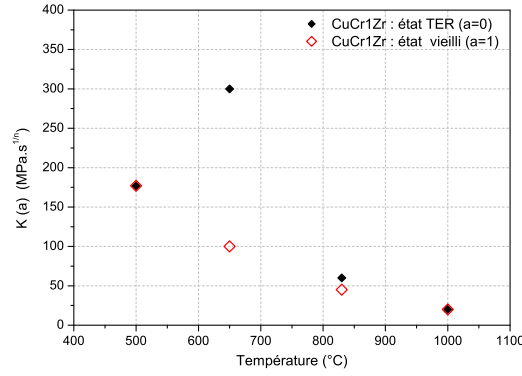


FIGURE 4.13 – Paramètre K en fonction de la température (K_0 pour $a = 0$ et K_a pour, $a = 1$).

4.5 Conditions aux limites

4.5.1 Conditions interfaciales

4.5.1.1 Modélisation du contact électro-thermique

Dans la littérature des auteurs ont développé des modèles de contact électro-thermique à différentes échelles microscopique, mésoscopique et macroscopique [Rogeeon et al., 2008], [Raelison, 2010].

Dans l'approche microscopique, l'interface hétérogène, avec les aspérités et le milieu interstitiel isolant thermique et diélectrique, est stylisée. La forme des aspérités et le motif 2D souvent adoptés ne correspondent pas à la réalité complexe de la topologie au niveau de la zone de contact. Le taux de contact qui régit les phénomènes de microstriction évolue avec les déformations élasto-visco-plastiques des aspérités.

Monnier a intégré ce type de modèle microscopique dans un modèle éléments finis macroscopique 2D axisymétrique appliqué au soudage par résistance de matériaux de contact [Monnier, 2006]. La géométrie de l'interface a été approximée avec des aspérités 2D identiques et équidistantes. Cette approche nécessite aussi de raffiner très fortement le maillage au niveau des interfaces, ce qui allonge considérablement les temps de calculs.

Dans l'approche mésoscopique, l'interface hétérogène est remplacée par une ou deux couches de contact homogènes d'épaisseur microscopique définies a priori. Les conductivités équivalentes thermiques et électriques des lames sont calculées à partir des résistances de contact électrique et thermique qui représentent les perturbations globales générées par l'interface sur les champs de température et de potentiel. Cette approche nécessite aussi de raffiner très fortement le maillage au niveau des couches de contact.

Dans le modèle de contact macroscopique, les milieux sont prolongés sans défaut jusqu'au plan théorique de contact au niveau duquel sont imposés des conditions de contact à l'aide de paramètres surfaciques (RCE, RCT). Ces conditions de contact introduisent une discontinuité des champs de température et de potentiel. En outre dans ce cas, un paramètre supplémentaire, appelé coefficient de partage doit être introduit pour répartir l'énergie générée par effet

Joule dans la résistance de contact électrique (RCE) aux bornes de la résistance de contact thermique (RCT).

Rogeon [Rogeon et al., 2008] et Raoelison [Raoelison, 2010] ont testés les trois modèles sur une géométrie simple (figure 4.14) qui représente un contact électrode (= milieu 2) / tôle (= milieu 1). Les conditions aux limites électriques sont $J_1 = 2000 A/mm^2$ et $V_2 = 0$. Les conditions aux limites thermiques sont $T_1 = T_2 = 0^\circ C$. La comparaison entres ces modèles porte sur la distributions de température dans les milieux 1 et 2 (figure 4.15). Le modèle macroscopique, qui est le plus facile à mettre en œuvre, ne permet pas une bonne prédiction des températures de contact par rapport au modèle microscopique qui est le cas de référence de cette étude [Rogeon et al., 2008], [Raoelison, 2010]. Malgré cela c'est cette approche macroscopique qui est retenue dans le cadre de cette étude car elle est plus simple à modéliser que les deux autres.

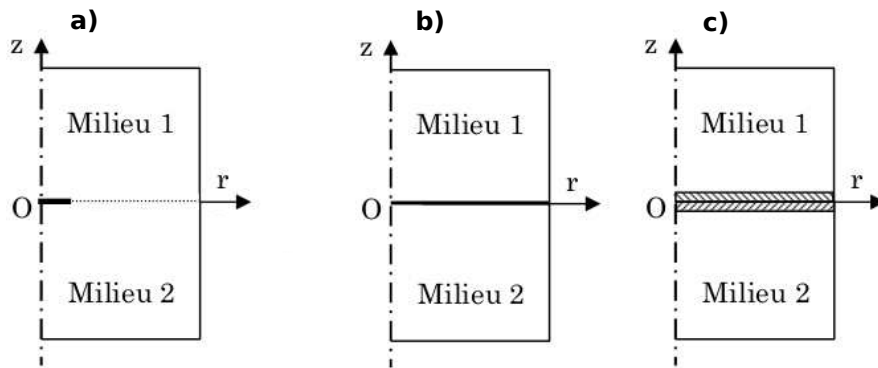


FIGURE 4.14 – Géométrie pour les modèles a) microscopique, b) macroscopique et c) mésoscopique [Raoelison, 2010].

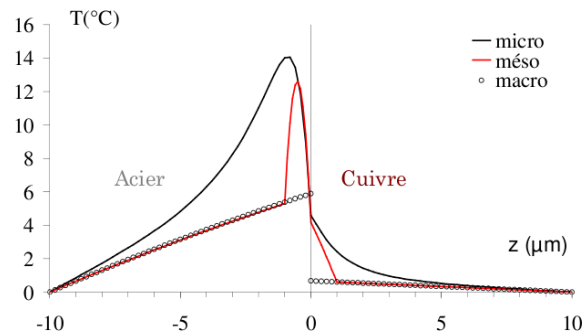


FIGURE 4.15 – Comparaison des champs thermiques pour les modèles a) microscopique, b) macroscopique et c) mésoscopique [Raoelison, 2010].

Modèle macroscopique à paramètres surfaciques

Pour ce modèle, la géométrie ne tient pas compte des aspérités, les milieux sont prolongés sans défaut jusqu'à un plan qui représente le contact. Au niveau de ce plan, des conditions de contact imparfait entre les champs thermique (équations 4.27 et 4.28) et électrique (équations 4.29 et 4.30) des deux milieux sont appliquées. Ces relations bien spécifiques au contact dissipatif électrothermique rendent compte du bilan des flux thermiques au niveau des surfaces (équations 4.31 à 4.34).

Conditions de contact thermique :

$$-\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial n_1} - \alpha_M \phi_g = \lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial n_2} + (1 - \alpha_M) \phi_g \quad (4.27)$$

$$T_2 - T_1 = RCT \left(-\alpha_M \phi_g - \lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial n_1} \right) \quad (4.28)$$

Conditions de contact électrique :

$$-\sigma_1 \frac{\partial V_1}{\partial n_1} = \sigma_2 \frac{\partial V_2}{\partial n_2} \quad (4.29)$$

$$V_2 - V_1 = RCE \left(-\sigma_1 \frac{\partial V_1}{\partial n_1} \right) \quad (4.30)$$

Bilan des flux sur la surface du milieu 1 :

$$q_1 = p_1 + \phi_1 \quad (4.31)$$

$$-\lambda_1 \frac{\partial T_1}{\partial n_1} = \alpha_M \phi_g + \frac{T_2 - T_1}{RCT} \quad \text{avec} \quad \phi_g = RCE \left(-\sigma_1 \frac{\partial V_1}{\partial n_1} \right)^2 \quad (4.32)$$

Bilan des flux sur la surface du milieu 2 :

$$q_2 = p_2 + \phi_2 \quad (4.33)$$

$$-\lambda_2 \frac{\partial T_2}{\partial n_2} = (1 - \alpha_M) \phi_g + \frac{T_1 - T_2}{RCT} \quad (4.34)$$

Les résistances de contact électrique (RCE) et thermique (RCT), ainsi que le coefficient de partage (α_M) sont les trois paramètres du modèle.

La RCE et la RCT permettent de rendre globalement compte des accroissements de résistance électrique et thermique au sein de la zone interfaciale. Le flux généré par effet Joule dans la RCE est réparti artificiellement aux bornes de la RCT grâce au coefficient de partage.

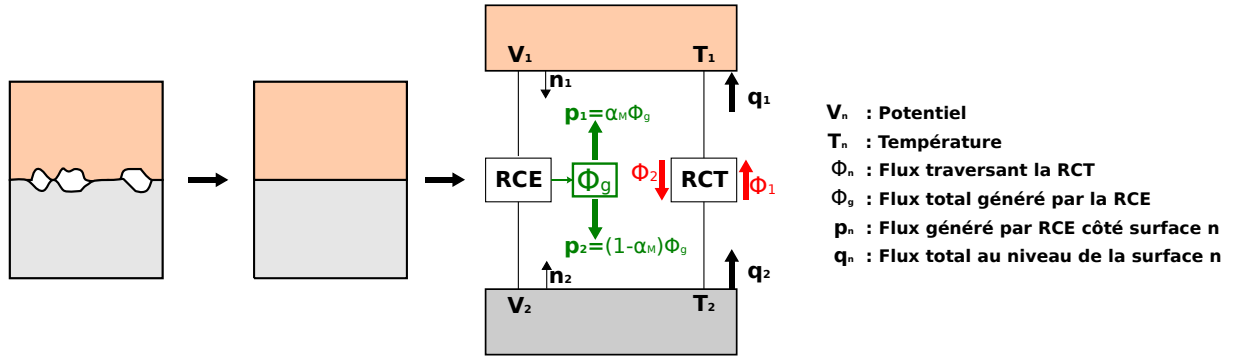


FIGURE 4.16 – Modèle macroscopique du contact électro-thermique.

En pratique le coefficient de partage permet de retrouver dans les milieux, aux limites de la zone interfaciale, une répartition du flux généré identique à celle prévalant au niveau de l'interface. Dans la littérature il a été prouvé que la valeur de α_M vaut en général 0,5 [Le Meur, 2002],[Rogéon et al., 2008].

Dans le modèle ETM^{al} , qui correspond au cas avec électrodes usagées à face active aplatie, les surfaces de contact sont maximales et considérées constantes. Les évolutions de RCE et de RCT introduites au niveau des interfaces sont celles mesurées en fonction de la température à une pression proche de celle de soudage (Chapitre 2). Dans le modèle $ETM^{al}M^{ec}$, correspondant à la configuration avec électrodes neuves à face active convexe, les surfaces de contact E/T sont petites au début du soudage ce qui provoque de très forte pressions de contact (de l'ordre de 800MPa) [Raoelison et al., 2012]. A de tels niveaux de contrainte, les RCE et RCT deviennent négligeables. Elles sont donc considérées nulles dans le modèle $ETM^{al}M^{ec}$.

4.5.1.2 Modélisation du contact mécanique

Un modèle de contact glissant, c'est-à-dire avec un coefficient de frottement nul, est utilisé à l'interface électrode-tôle. Des tests avec des coefficients de frottement non nuls ont été effectués. Dans ces configurations les calculs divergent dès les premiers pas de temps.

Pendant la phase de soudage, le rayon de contact E/T pour le calcul électro-thermique est défini en fonction de la distribution des efforts de contact à l'interface calculés lors de l'analyse mécanique. Ainsi si les efforts normaux de contact sont nuls, les mailles en vis-à-vis ne sont pas considérées en contact électro-thermique.

4.5.2 Conditions aux limites électriques

Une densité de courant uniforme est imposée sur la face supérieure de l'électrode pour simuler l'arrivée du courant dans l'assemblage. Un potentiel nul est imposé sur la face inférieure de la tôle. Les autres frontières sont isolées électriquement (Figure 4.17).

$$J = J_0 \quad (A.mm^{-2}) \quad \text{sur } \partial\Omega_0 \quad (4.35)$$

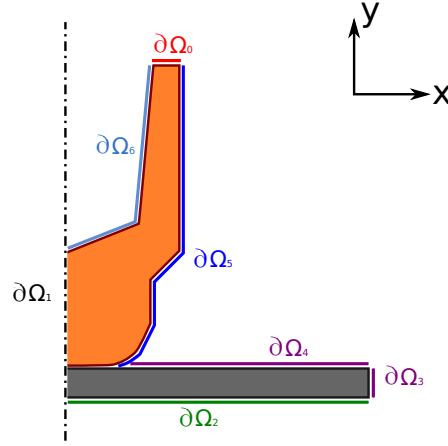


FIGURE 4.17 – Modélisation 2D axisymétrique du RSW - Schéma de la géométrie pour un assemblage symétrique.

$$V = 0 \quad (V) \quad \text{sur } \partial\Omega_2 \quad (4.36)$$

$$J = 0 \quad (A.mm^{-2}) \quad \text{sur } \partial\Omega_1, \partial\Omega_3, \partial\Omega_4, \partial\Omega_5, \partial\Omega_6 \quad (4.37)$$

4.5.3 Conditions aux limites thermiques

Des conditions aux limites de type Fourier sont appliquées au niveau des parois des électrodes et des tôles en contact avec l'air. Les pertes de chaleur sont estimées par un échange convecto-radiatif sur $\partial\Omega_3$, $\partial\Omega_4$, $\partial\Omega_5$:

$$q = h_{air}(T_{\partial\Omega} - T_{amb}) + \sigma_{sb}\varepsilon(T_{\partial\Omega}^4 - T_{amb}^4) \quad (4.38)$$

Avec : h_{air} = coefficient d'échange ($W.K^{-1}.m^{-2}$) ; T_{amb} = température au loin de l'échantillon (K) ; $T_{\partial\Omega}$ = température dans l'échantillon (K) ; σ_{sb} = constante de Stefan-Boltzmann ($5,67.10^{-8}W.K^{-4}.m^{-2}$) ; ε = émissivité du matériau.

Le refroidissement des électrodes par de l'eau sur la frontière $\partial\Omega_6$ est modélisé par une condition d'échange convectif (loi de Newton) :

$$q = h_{eau}(T_{\partial\Omega} - T_{amb}) \quad (4.39)$$

Le coefficient h_{eau} est supposé constant et est fixé à $25000W.K^{-1}.m^{-2}$. Cette valeur a été déterminée grâce à une étude numérique sous le logiciel éléments finis Comsol Multiphysics. Des hypothèses simplificatrices ont été admises au niveau de ce modèle qui couple la mécanique des

fluides et la thermique. Le modèle est axisymétrique. Le débit d'eau et la température de l'eau dans l'électrode sont imposées, ainsi qu'une température sur la surface de la face active. Des conditions d'échange thermique avec l'air et l'eau sont aussi imposées. Le coefficient d'échange est alors calculé pour des valeurs données de température de paroi de l'électrode et de débit d'eau.

4.5.4 Conditions aux limites mécaniques

La composante U_x du déplacement des nœuds situés sur l'axe de révolution est considérée nulle :

$$U_x = 0 \quad \text{sur } \partial\Omega_1 \quad (4.40)$$

L'effort de serrage appliqué au cours des phases de soudage et de forgeage est pris en compte par une condition de pression uniforme :

$$P = P_0 \quad (MPa) \quad \text{sur } \partial\Omega_0 \quad (4.41)$$

Le déplacement des nœuds situés sur l'axe de symétrie $\partial\Omega_2$ est bloqué selon la composante U_y :

$$U_y = 0 \quad \text{sur } \partial\Omega_2 \quad (4.42)$$

4.6 Maillage

Le maillage de l'électrode, illustré dans le Chapitre 5, est raffiné près de la surface active de l'électrode où les gradients thermiques sont plus importants. Une taille de maille de $0,05mm$ au voisinage de la surface de contact associée à un pas de temps adaptatif permet d'améliorer la convergence des calculs [Raoelison et al., 2014]. Dans cette étude la sensibilité au maillage n'a cependant pas été testée.

4.7 Conditions initiales

Les champs de température dans l'assemblage sont initialisés à 20°C au début du premier cycle de soudage. Pour les points soudés suivants, le champ de température dans les tôles est réinitialisé à 20°C à l'instant initial de chaque nouveau cycle de soudage. Par contre les distributions de température calculées dans les électrodes sont conservées.

Dans cette étude, l'acier doux (XES nu et XSG revêtu) est assimilé à un acier initialement ferritique à 100%. Au début de chacun des cycles, les fractions de phases sont donc réinitialisées en conséquence (phase ferritique à 100% et phases bainitique, austénitique et martensitique à 0%). En ce qui concerne les électrodes, la phase durcie est fixée à 100% à l'instant initial du calcul et les fractions de phase calculées en fin de cycle sont conservées pour le début du cycle suivant.

Après la simulation numérique d'un cycle de soudage, les tôles se sont déformées. Au cycle suivant, il est nécessaire de réinitialiser les tôles, avec la géométrie et les caractéristiques mécaniques initiales des tôles neuves.

4.8 Procédure de résolution

4.8.1 Procédure de résolution : modèle ETM^{al}

Ces travaux de thèse ont permis d'ajouter une loi métallurgique dans les électrodes qui décrit l'adoucissement du CuCr1Zr et de mettre au point un programme qui modélise un enchaînement de points soudés. Ce programme, en langage SIL (langage C avec des procédures propres au logiciel Sysweld), permet de modéliser une séquence de soudage identique aux essais en tenant compte des différents paramètres opératoires (durée de soudage, forgeage, refroidissement, intensité...). Ce programme effectue un calcul ETM^{al} à chaque cycle de soudage. A la fin de chaque cycle de soudage, il réinitialise les fractions de phases et la température dans les tôles tout en conservant les gradients de températures et d'adoucissement dans l'électrode.

4.8.2 Procédure de résolution : modèle $ETM^{al}M^{ec}$

Les problèmes électrique, thermique, métallurgique et mécanique sont couplés. Il s'agit donc de déterminer à chaque instant les champs de température, de potentiel électrique, de déplacement et les fractions de phases. Pour limiter les temps de calcul, l'analyse mécanique est découplée de l'analyse électro-thermo-métallurgique lors des phases d'accostage, de forgeage et de refroidissement (figure 4.18). L'analyse mécanique est couplée séquentiellement au calcul électro-thermo-métallurgique uniquement lors de la phase de soudage. En effet au cours de cette phase, il est nécessaire de décrire précisément l'évolution de la surface de contact E/T lors de l'indentation de l'électrode dans la tôle, pour une bonne prédiction du champ de température dans l'électrode et la tôle [Raelison, 2010].

Pour optimiser les temps de calcul, l'analyse mécanique est réalisée suivant des "macro" pas de temps (0,0002s) [Raelison, 2010]. Le calcul permet de déterminer l'évolution des surfaces de contact mécanique avec un critère basé sur l'effort normal aux nœuds, et de ré-actualiser la

géométrie et les surfaces de contact électro-thermique pour le calcul ETM^{al} au pas de temps suivant.

A la fin de l'étape de refroidissement des électrodes, un programme développé au LIMatB en langage SIL permet de réinitialiser les tôles aussi bien au niveau métallurgique que mécanique. Pour la métallurgie, les fractions de phases sont remises à 100% pour la phase ferritique et à 0% pour les phases bainitique, austénitique et martensitique. Au niveau mécanique, les déformations, contraintes et efforts sont fixés à zéro.

Par rapport au programme développé dans les travaux de thèse de Raoelison [Raoelison, 2010], ce travail est venu le compléter en ajoutant une loi mécanique dont les paramètres dépendent de vieillissement du CuCr1Zr dans les électrodes. Il est aussi possible de modéliser une succession de points soudés avec ce nouveau modèle. Ce programme permet de choisir les valeurs de l'effort de forgeage, les durées d'accostage, de soudage, de forgeage et de refroidissement. On a aussi la possibilité d'entrer les courbes d'incrémentement du courant. Au niveau de la gestion du contact mécanique, les coefficients de pénalités peuvent être ajustés pour chaque cycle.

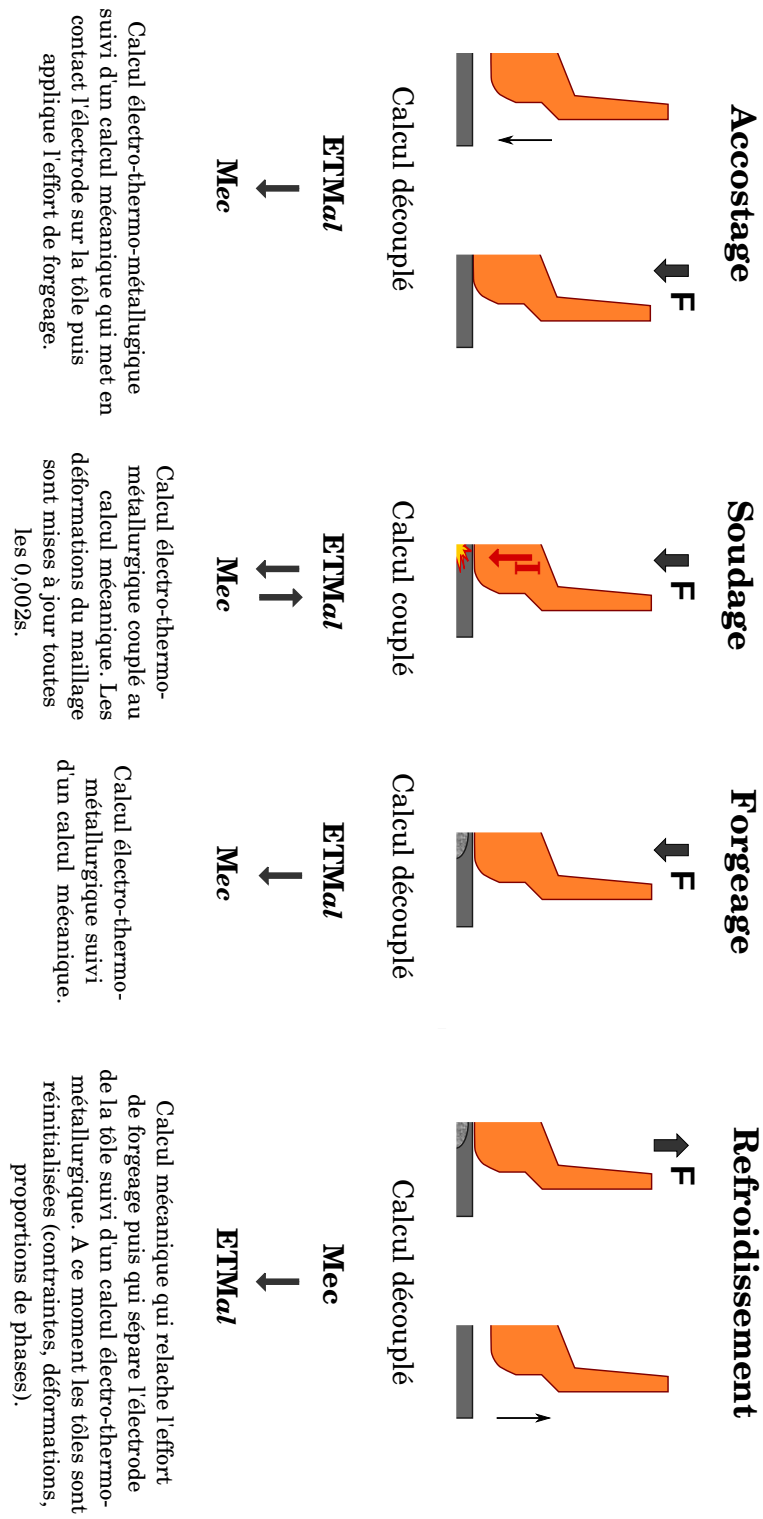


FIGURE 4.18 – Schéma de l'approche numérique pour le modèle $ETMalM^{ec}$.

Chapitre 5

Simulation numérique du procédé

5.1 Introduction

Les deux modèles décrits dans le chapitre précédent sont utilisés ici pour simuler la dégradation des électrodes avec l'accumulation des points soudés.

Le modèle ETM^{al} qui ne tient pas compte des aspects mécaniques pose moins de difficulté d'un point de vue numérique que le modèle $ETM^{al}M^{ec}$. Après une analyse de sensibilité sur les propriétés du CuCr1Zr et une comparaison des résultats numériques et expérimentaux, il est donc utilisé dans le cadre d'un plan d'expérience afin d'étudier l'influence de plusieurs paramètres opératoires sur les températures et le vieillissement des électrodes.

Avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$, qui à ce jour pose certaines difficultés numériques, le nombre de points de soudure simulés est plus limité. En conséquence les informations obtenues en termes de déformation de la surface active des électrodes sont insuffisantes. Néanmoins les premiers résultats ont été comparés avec les essais de soudage au plan thermique pour les six premiers points soudés. Par ailleurs une analyse des déformations en face active est effectuée pour ces premiers cycles ainsi qu'une analyse des pressions au contact E/T.

5.2 Modèle ETM^{al}

Le modèle ETM^{al} est utilisé dans cette section pour effectuer tout d'abord une analyse de sensibilité sur les propriétés du CuCr1Zr caractérisées au chapitre 2, les températures calculées par le modèle dans l'électrode constituant les observables. Par la suite, des comparaisons entre les résultats des essais de soudage et ceux issus des calculs sont effectuées. Enfin un plan d'expérience numérique conduit sur le cas académique d'une tôle d'épaisseur double permet de faire ressortir les paramètres opératoires favorisant les forts niveaux de température dans les électrodes et donc l'adoucissement du CuCr1Zr.

5.2.1 Analyse de sensibilité aux propriétés physiques et aux phénomènes interfaciaux

Une tôle non revêtue d'épaisseur double est utilisée pour réaliser cette analyse de sensibilité. Cette configuration, moins complexe à modéliser, permet de s'affranchir du contact T/T. Des séquences de 5 points soudés sont menées afin d'observer si la sensibilité aux paramètres testés évolue avec l'accumulation des points. Les propriétés physiques testées sont la conductivité électrique et la conductivité thermique ainsi que la résistance de contact électrique à l'interface E/T dans le cas tôle nue.

5.2.1.1 Sensibilité à la conductivité électrique

On teste la sensibilité de la température à différents endroits de l'électrode à des variations de conductivité électrique de $\pm 5\%$ correspondant aux erreurs de mesures estimées lors de la campagne de caractérisation. La figure 5.1 présente les trois courbes d'évolution de la conductivité électrique avec la température utilisées pour cette étude.

Les températures calculées aux nœuds 342 et 35 du maillage de l'électrode (cf. figure 5.2) sont présentées en figure 5.3 et 5.4. L'augmentation de la conductivité électrique provoque un léger abaissement des températures de l'électrode. De façon générale, les variations de $\pm 5\%$ de conductivité électriques testées engendrent des variations de température inférieures à 1% au niveau de l'interface E/T sur l'axe de symétrie. Il n'y a donc aucune conséquence significative sur le niveau thermique et sur les gradients de température dans les électrodes sur toute la durée de la séquence de soudage modélisée. La précision des mesures de résistivité électrique de cette étude est donc satisfaisante.

5.2.1.2 Sensibilité à la conductivité thermique

Comme pour l'analyse de sensibilité ci-dessous, des variations de conductivité thermique de $\pm 5\%$, représentées en figure 5.5, sont effectuées au cours d'une séquence de soudage. Les résultats des figures 5.6 et 5.7 indiquent qu'une augmentation de 5% de la conductivité thermique permet d'abaisser les niveaux de température d'environ 4%, alors qu'une baisse de celle-ci engendre une augmentation de la température d'environ 4%. L'imprécision des mesures de conductivité thermique réalisé au chapitre 2 a donc peu d'impact sur les températures calculées.

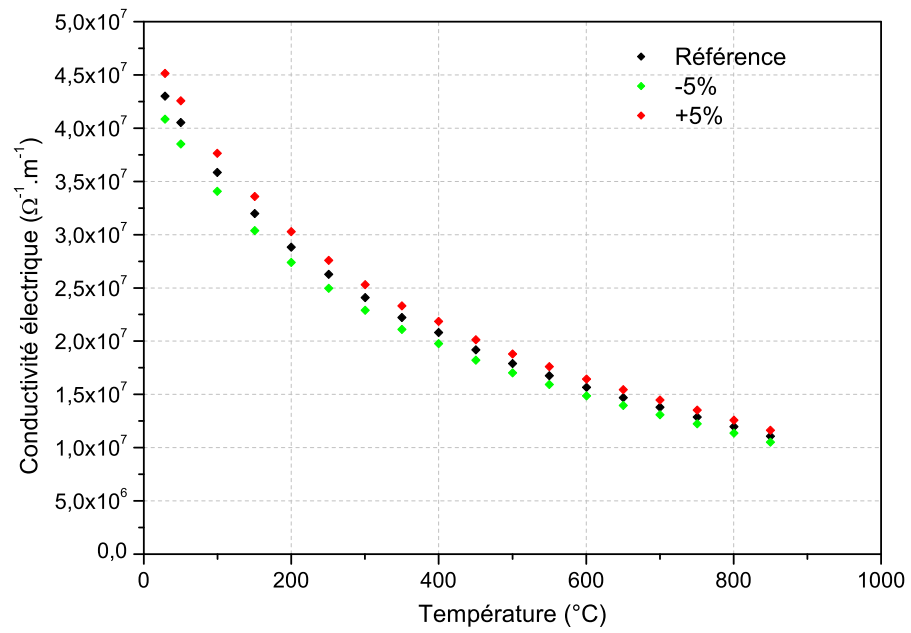


FIGURE 5.1 – Courbes d'évolution de la conductivité électrique avec la température testées.

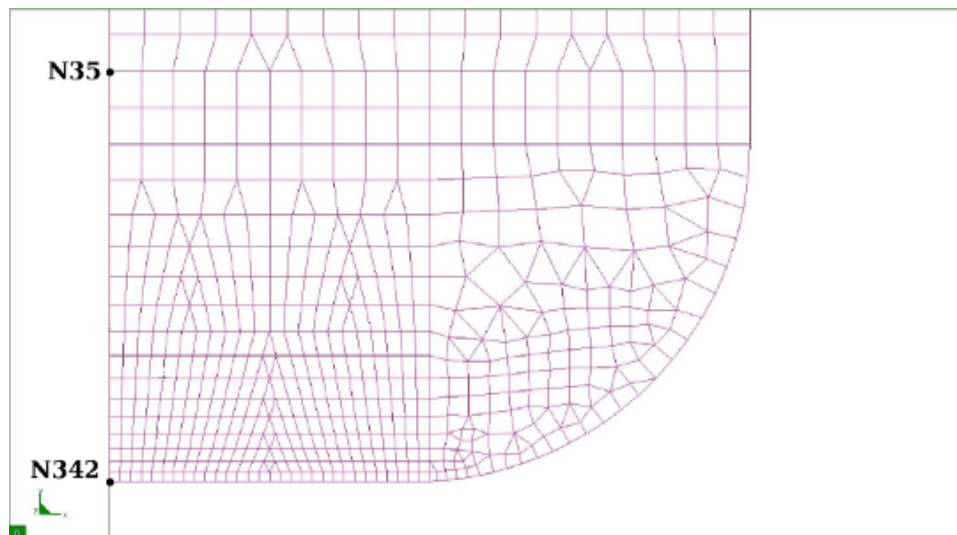


FIGURE 5.2 – Position des noeuds analysés par rapport au maillage.

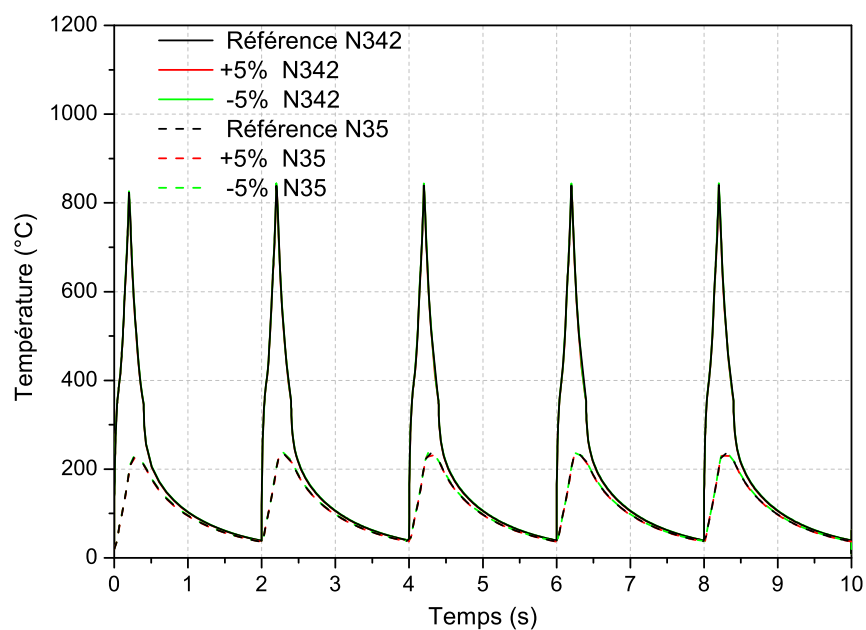


FIGURE 5.3 – Influence de la conductivité électrique sur la température des électrodes.

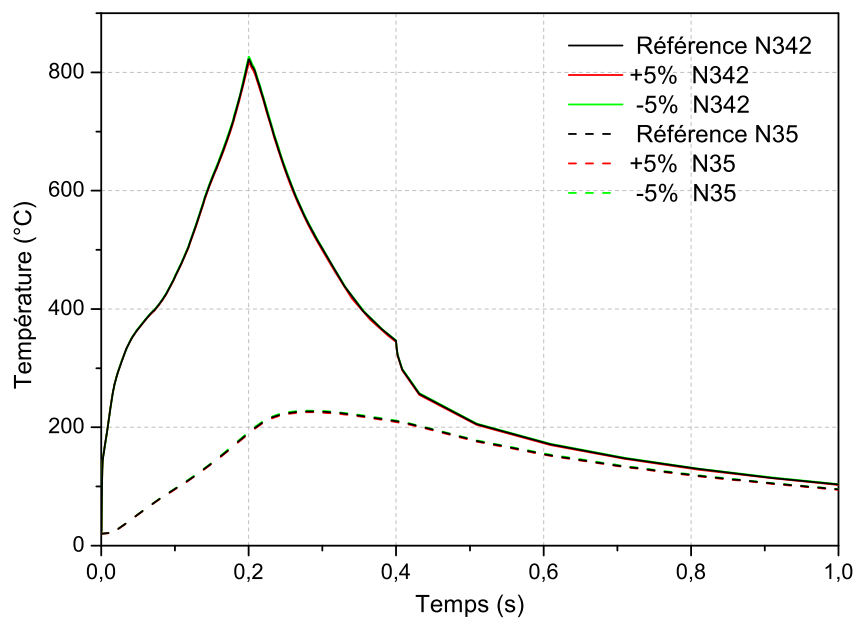


FIGURE 5.4 – Zoom sur les températures du premier cycle du premier cycle de la figure 5.3.

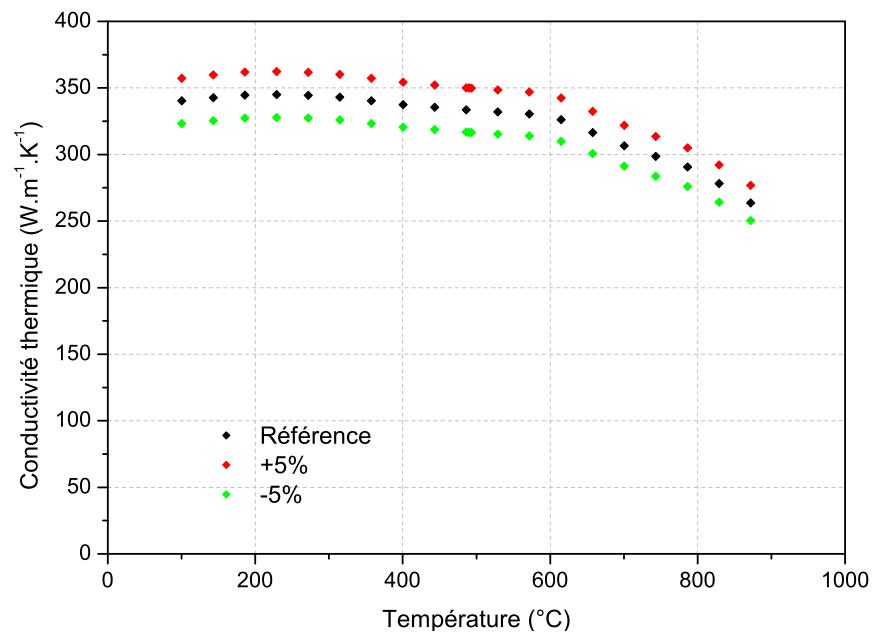


FIGURE 5.5 – Courbes d'évolution de la conductivité thermique avec la température testées.

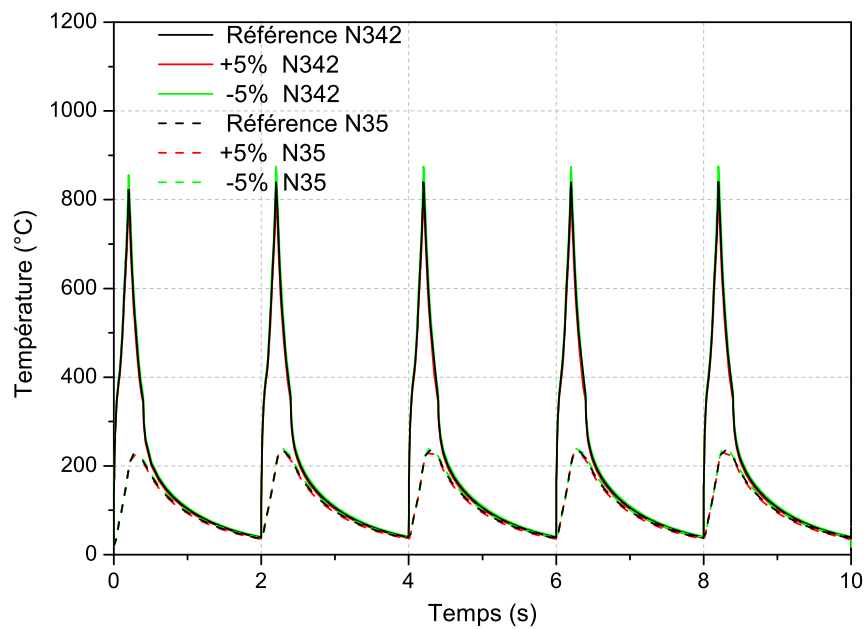


FIGURE 5.6 – Influence de la conductivité thermique sur la température des électrodes.

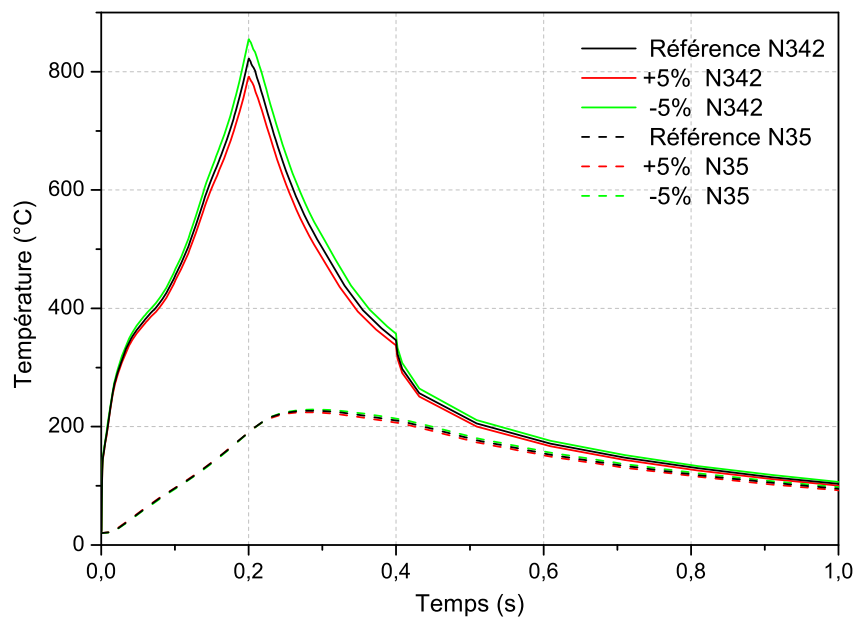


FIGURE 5.7 – Zoom sur les températures du premier cycle de la figure 5.6.

5.2.1.3 Sensibilité aux résistances de contact électrique E/T

Des variations de $\pm 10\%$ sont appliquées aux courbes d'évolution des résistances de contact avec la température mesurées sur tôles nues (figure 5.8). Les résultats de cette analyse de sensibilité sont présentés en figure 5.9 et 5.10. Les températures dans les électrodes augmentent d'environ 2% lorsque les calculs sont effectués avec la courbe de RCE +10%. Le phénomène inverse est observé avec la courbe de RCE -10%. Les variations de températures calculées à l'issue de cette analyse de sensibilité montrent que les erreurs de mesures de RCE sont acceptables pour mener les simulations numériques.

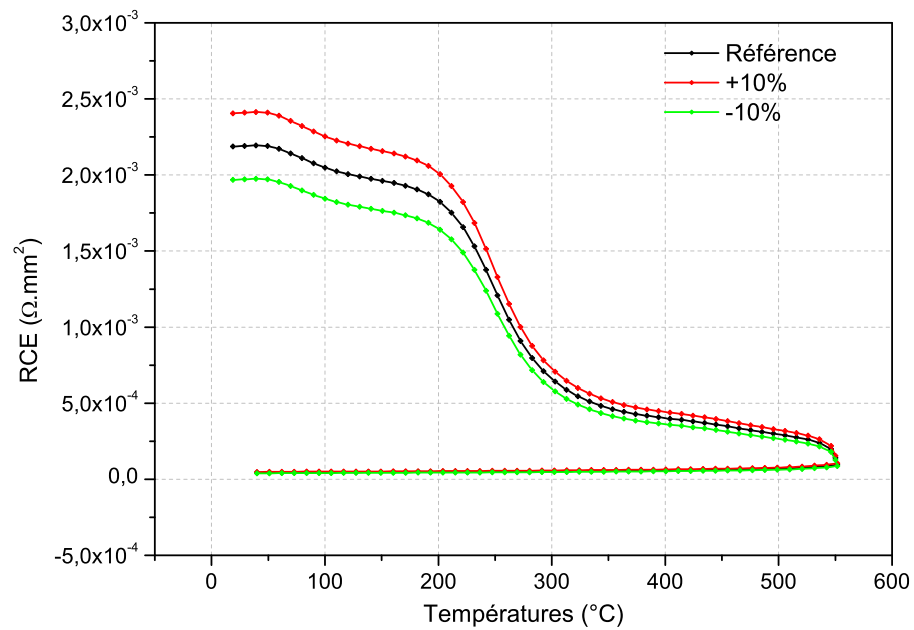


FIGURE 5.8 – Courbes d'évolution des résistances de contact électrique à l'interface E/T avec la température sur tôle nues testées.

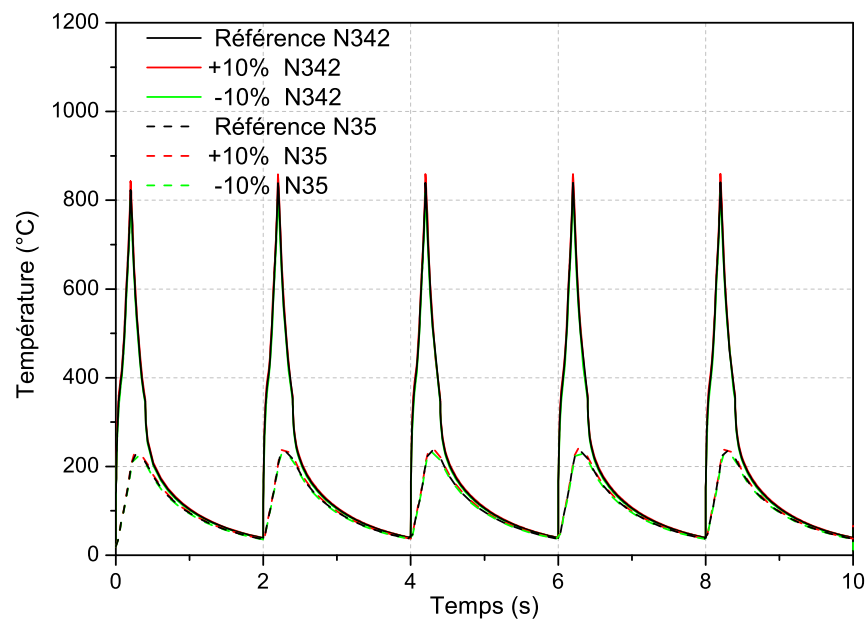


FIGURE 5.9 – Influence de la RCE(E/T) sur la température des électrodes.

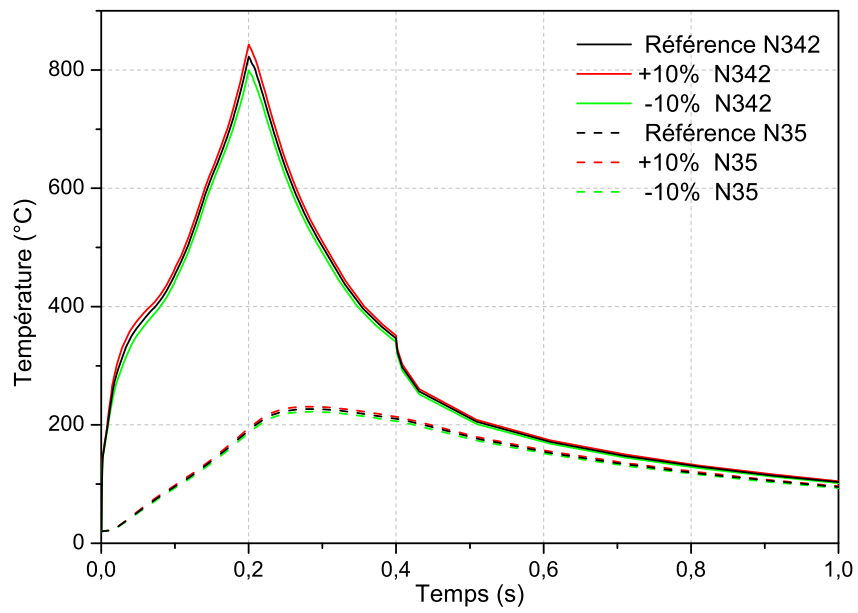


FIGURE 5.10 – Zoom sur les températures du premier cycle de la figure 5.9.

5.2.2 Tendances du modèle et comparaison à l'expérience

L'assemblage d'une tôle non revêtue d'épaisseur double est à nouveau utilisé dans cette section. Le modèle ETM^{al} permet de simuler les gradients de température dans l'électrode et la tôle, ainsi que de calculer les évolutions de dureté dans l'électrode au cours d'une séquence de soudage. Néanmoins avec ce modèle, il n'est pas possible de tenir compte de l'évolution du rayon de contact E/T au cours de la phase de soudage. Le rayon de contact E/T est fixé à $3mm$ ce qui correspond à une électrode qui est déjà aplatie et donc usée. Vu que le rayon de contact est constant, il n'est pas nécessaire d'utiliser les courbes d'incrément de courant (Figure 3.4 Chapitre 3) qui sont, par contre, appliquées lors des essais. L'intensité de soudage reste la même quel que soit le nombre de point soudés simulé, et est fixée à la valeur de $12,34$ kA. Une séquence de 60 points soudés est réalisée afin de comparer les évolutions de température et de dureté mesurées et calculées.

5.2.2.1 Evolutions des températures et de la fraction de phase adoucie calculées

La figure 5.11 présente l'évolution de la température au centre de la face active de l'électrode. La température de l'électrode est stabilisée dès le troisième cycle de soudage. Par la suite, la température maximale atteinte, qui est d'environ $850^{\circ}C$ en fin de phase de soudage, ainsi que la température minimale, qui est d'environ $60^{\circ}C$ en fin de cycle, restent constantes jusqu'au 60^{ème} point soudé.

La figure 5.12 est un zoom sur le 60^{ème} point soudé. Elle présente également différentes courbes de température relevées au sein de l'électrode. La figure 5.13 montre l'emplacement des noeuds où les températures sont relevées dans l'électrode. Le tableau 5.1 décrit précisément la position des ces noeuds selon l'axe de révolution de l'électrode. Lors de la phase de soudage, la température augmente très rapidement pendant les premières 0,05 secondes. Par la suite, un ralentissement des vitesses de montée en température est observé. La rapide augmentation de ces températures dans les tout premiers instants du soudage s'explique par l'effet des résistances de contact électrique et thermique dans ce modèle. En effet, celles-ci sont le moteur de l'échauffement à l'interface E/T de l'assemblage jusqu'aux environs de $300/400^{\circ}C$, températures où elles deviennent négligeables. Ensuite c'est la génération de chaleur par effet Joule au sein des tôles qui prend le relais, les électrodes sont alors principalement chauffées par conduction thermique, avec le flux de chaleur qui transite des tôles vers les électrodes thermostatées. Cette figure indique aussi que les deux millimètres les plus proches de la face active sont soumis à de forts gradients thermiques puisque qu'en face active la température maximale est d'environ $850^{\circ}C$ alors qu'à $1,91mm$ de celle-ci elle est inférieure à $450^{\circ}C$.

Au niveau de la tôle, la figure 5.15 présente l'évolution de la température au centre de la tôle au cours du soudage du 60^{ème} point. La figure 5.16 présente les isovaleurs de températures dans la tôle en fonction du nombre de périodes de soudage. Pour l'acier considéré, $900^{\circ}C$ correspond à AC_3 qui est l'isotherme à la limite de la zone affectée thermiquement (ZAT) pleinement austénitisée et $1535^{\circ}C$ délimite la zone fondue qui correspond à la taille du noyau. Avec cet assemblage, une zone fondue apparaît entre la 6^{ème} et la 8^{ème} période de soudage. Au final le noyau mesure environ $1,7mm$ d'épaisseur et $2,9mm$ de rayon.

La loi métallurgique du modèle ETM^{al} permet de calculer les évolutions de la fraction

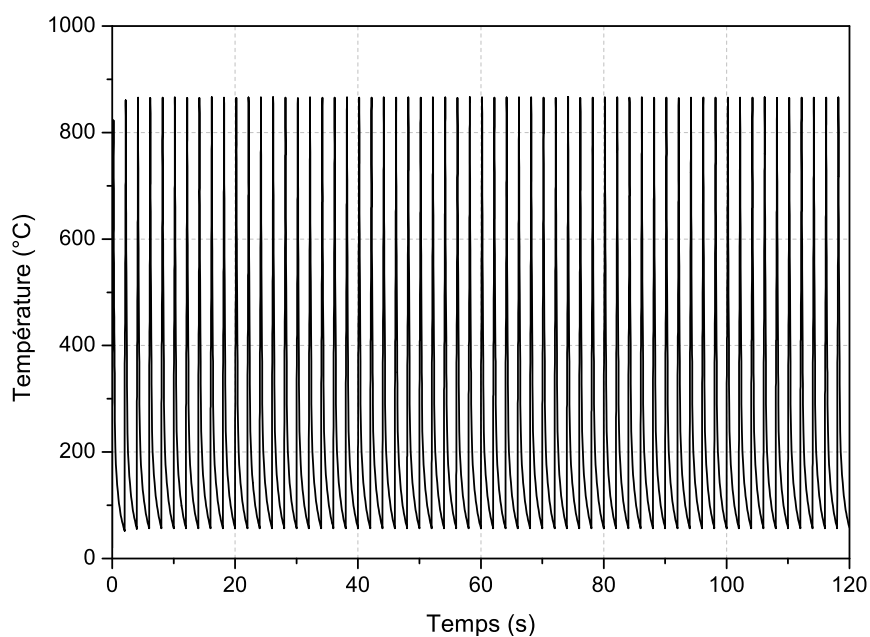
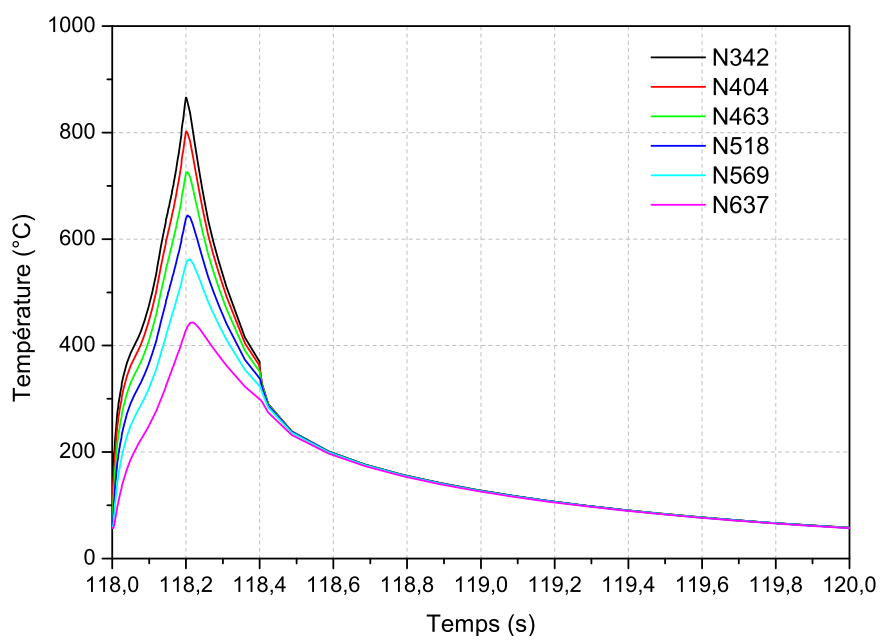


FIGURE 5.11 – Evolution de la température au centre de la face active de l'électrode (N342).

FIGURE 5.12 – Zoom sur le 60^{ème} point soudé de la figure 5.11.

N° nœud	342	404	463	518	569	637
Coordonnée y (mm)	0	0,19	0,44	0,77	1,18	1,91

TABLE 5.1 – Positionnement des nœuds sur l'axe de révolution par rapport à la face active.

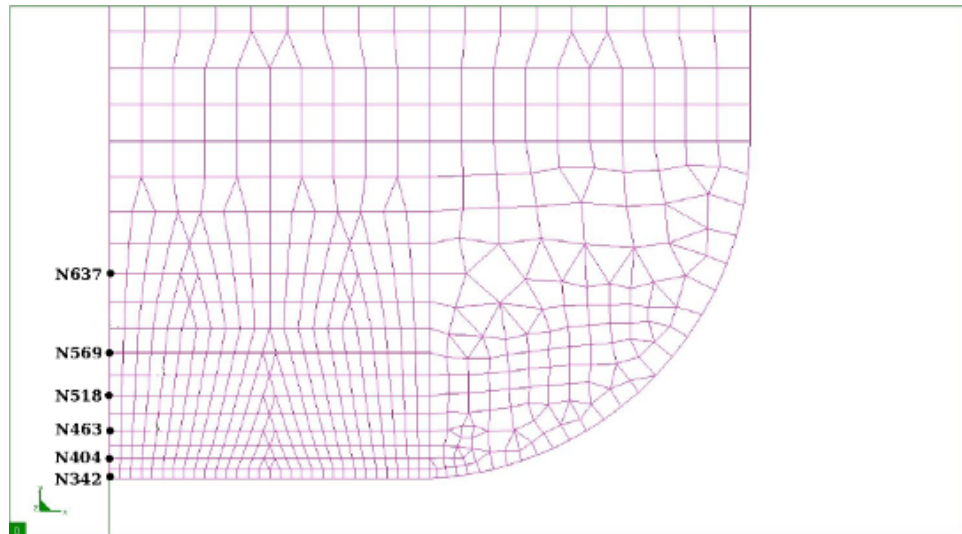


FIGURE 5.13 – Position des noeuds analysés par rapport au maillage.

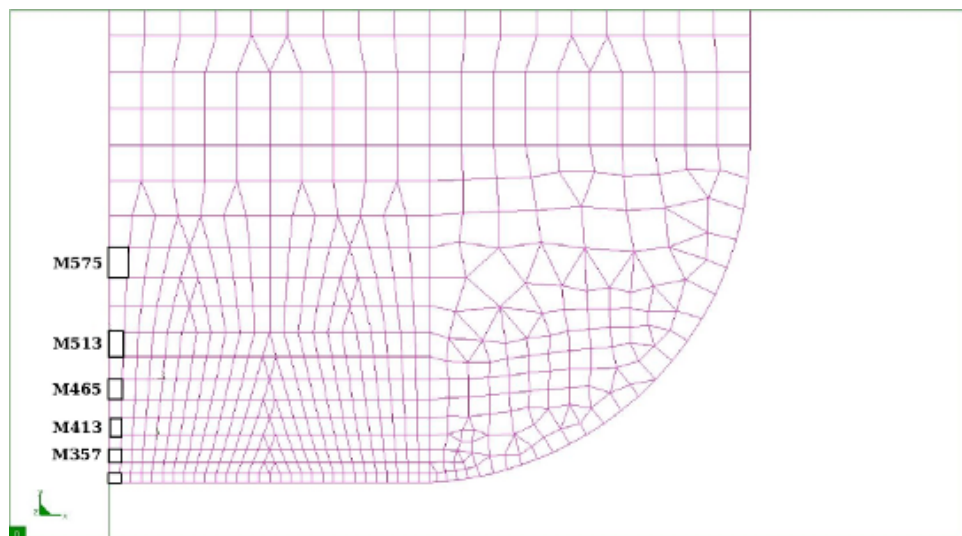


FIGURE 5.14 – Position des mailles analysées par rapport au maillage.

N° maille	297	357	413	465	513	575
Coordonnée y (mm)	0,04	0,25	0,52	0,87	1,29	2,06

TABLE 5.2 – Positionnement du centre des mailles sur l’axe de révolution par rapport à la face active.

de phase adoucie (figure 5.17). Le positionnement des mailles où sont relevées la fraction de phase adoucie est précisé sur la figure 5.14 et dans le tableau 5.2. La figure 5.17 montre que l'adoucissement de la face active de l'électrode se fait progressivement et commence dès le premier point soudé. L'augmentation de la fraction de phase adoucie est plus rapide au cours des 20 premiers points soudés. Après 60 points soudés, l'électrode présente un gradient d'adoucissement uniquement dans les deux premiers millimètres. La fraction de phase adoucie maximale de l'électrode est de 45%.

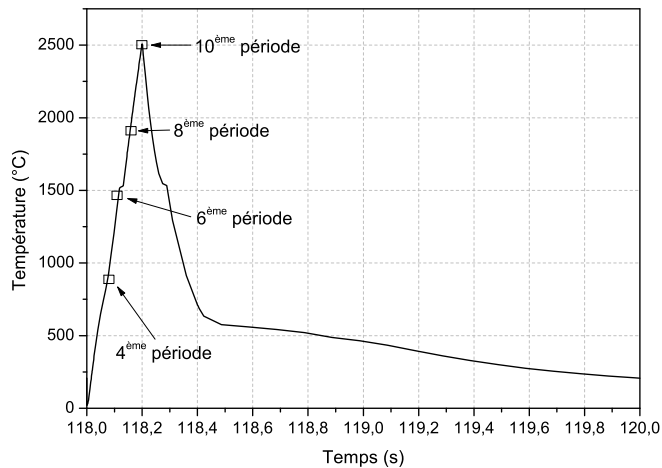


FIGURE 5.15 – Evolution de la température au centre du noyau (N876) pour le 60^{ème} point soudé.

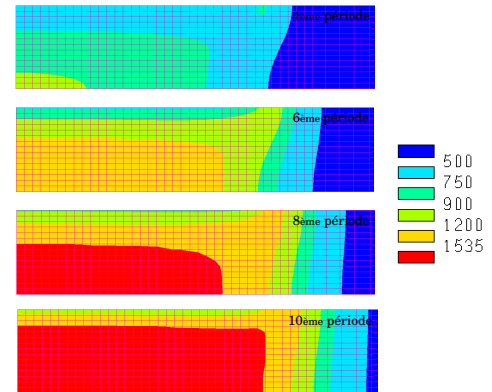


FIGURE 5.16 – Cinétique de développement du noyau lors du 60^{ème} point soudé.

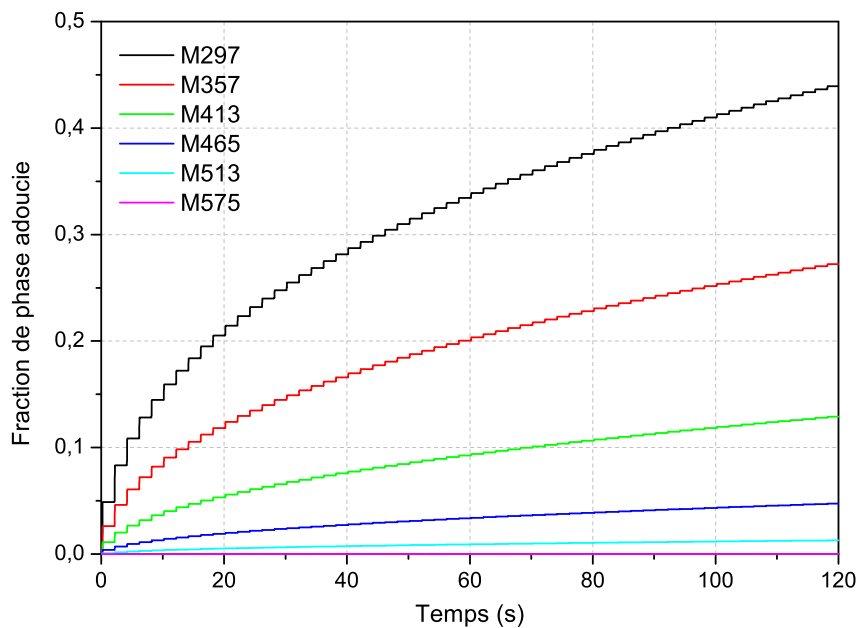


FIGURE 5.17 – Evolutions de la fraction de phase adoucie en différentes mailles.

5.2.2.2 Confrontation simulation numérique et expérience

L'objectif de ce paragraphe est de constater et d'expliquer les différences observées entre les mesures effectuées lors des essais de soudage et le modèle ETM^{al} qui a été développé à partir d'hypothèses simplificatrices, notamment en négligeant les phénomènes mécaniques. Ainsi dans ce modèle la valeur du courant est constante alors qu'en condition de soudage réel, il est nécessaire d'incrémenter le courant pour compenser l'augmentation du rayon de contact E/T. La comparaison se limite ici aux évolutions de température et de dureté lors d'une séquence de soudage.

La figure 5.18 indique la localisation théorique des thermocouples et les numéros des nœuds correspondants. Les soudures chaudes des thermocouples de diamètre moyen $150\mu m$ sont soudées par décharge capacitive au fond de micro-puits de diamètre $350\mu m$. La simulation numérique montre que les gradients de température au niveau des zones instrumentées sont très élevés. Les températures mesurées correspondent donc à une moyenne au niveau de la zone de mesure. Les résultats expérimentaux des deux essais identiques (essais 3 et 4 : assemblage 1 tôle XES, cf. chapitre 3.3.1) sont comparés aux cycles 1 et 60 du calcul numérique en figure 5.19, 5.20, 5.21 et 5.22.

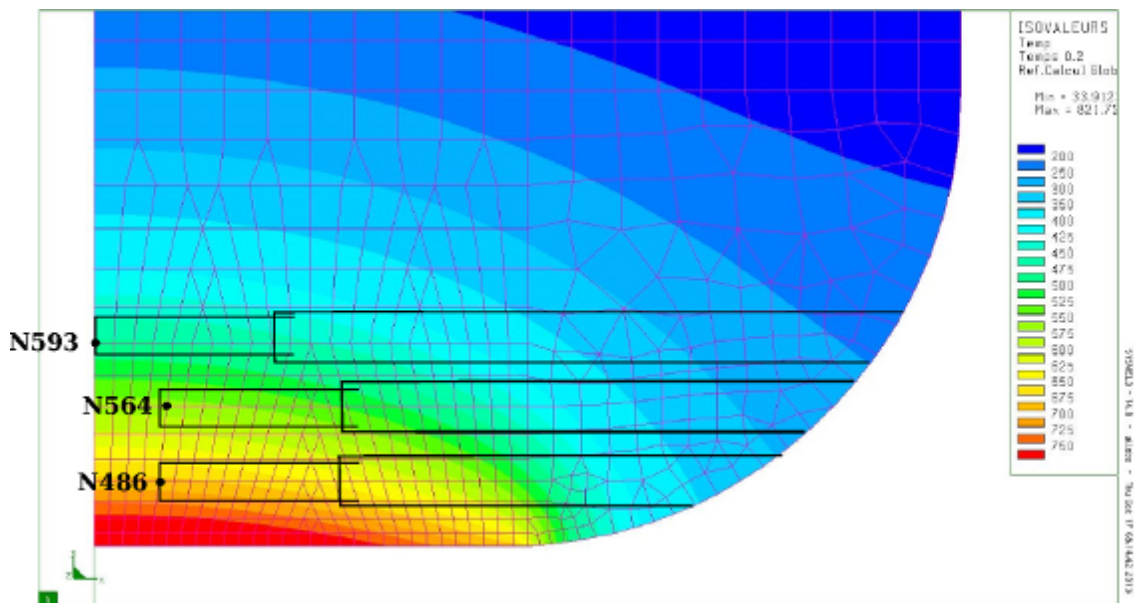


FIGURE 5.18 – Position des thermocouples par rapport au maillage et gradients thermiques dans les zones de mesures.

Les allures de cinétiques thermiques simulées et mesurées pendant la phase de soudage sont différentes. On observe sur les évolutions simulées et expérimentales deux régimes thermiques. Dans les premiers instants la température dans l'électrode, au plus près de la face active, monte rapidement à $300-400^{\circ}C$, puis plus lentement ensuite jusqu'à $600-700^{\circ}C$. Dans le calcul ETM^{al} la surface de contact E/T est constante et importante car elle équivaut à celle d'une électrode usée. Ainsi le premier régime thermique est dû à l'effet de la RCE(E/T) qui s'éteint vers $300^{\circ}C$ ensuite c'est l'effet Joule au sein des tôles qui prend le relais de l'échauffement [Rogéon et al., 2009]. Dans l'expérience, les surfaces de contact sont faibles dans les premiers instants et con-

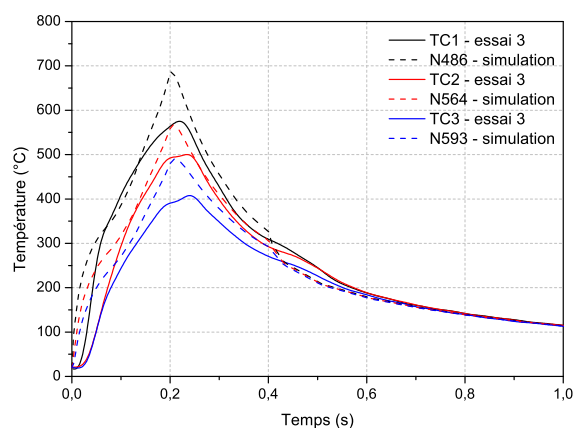


FIGURE 5.19 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées par TC1, TC2 et TC3 (essai 3) aux cinétiques prédites pour le cycle 1.

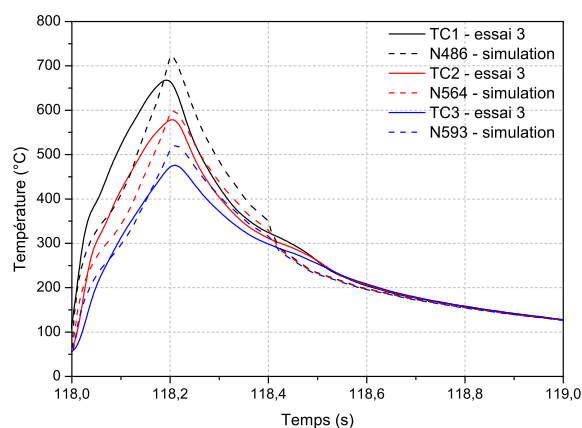


FIGURE 5.20 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées par TC1, TC2 et TC3 (essai 3) aux cinétiques prédites pour le cycle 60.

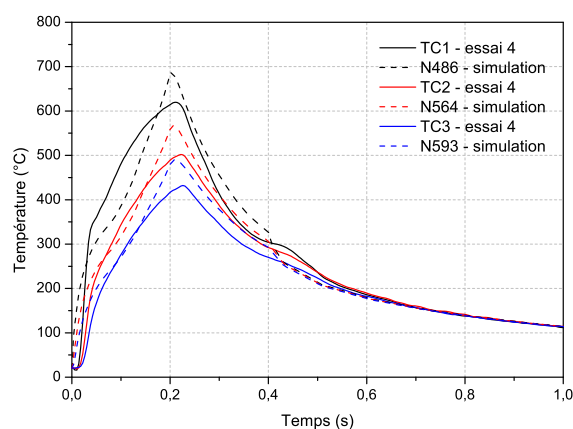


FIGURE 5.21 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées par TC1, TC2 et TC3 (essai 4) aux cinétiques prédites pour le cycle 1.

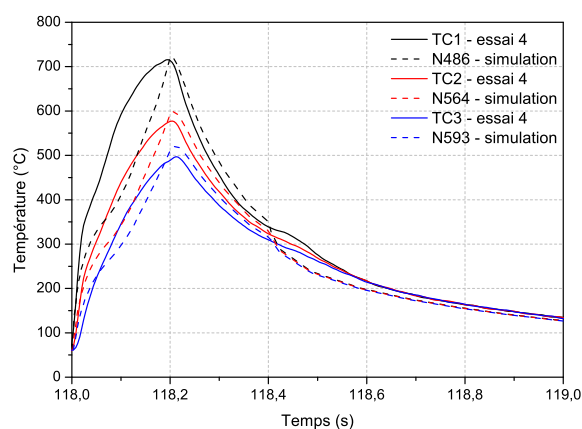


FIGURE 5.22 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées par TC1, TC2 et TC3 (essai 4) aux cinétiques prédites pour le cycle 60.

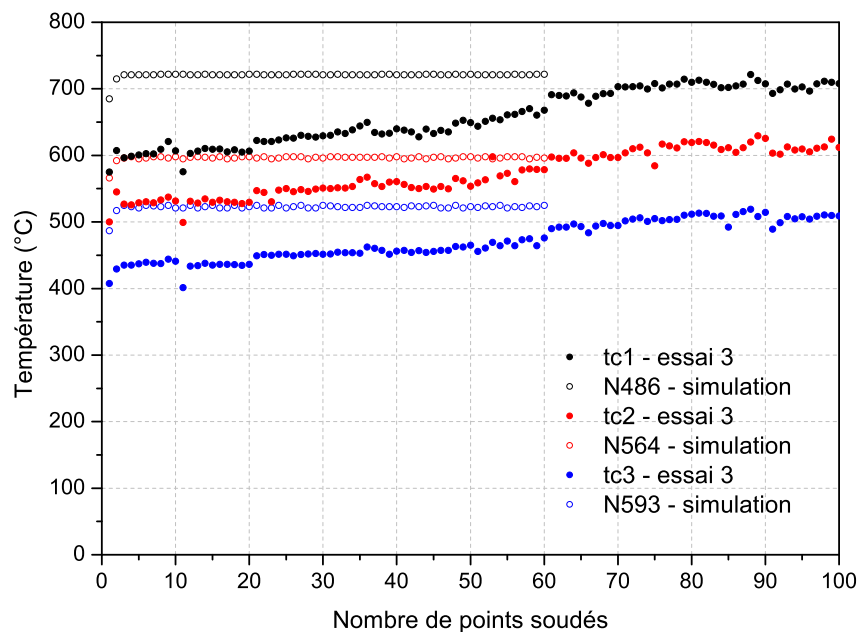


FIGURE 5.23 – Comparaison des évolutions des températures maximales calculées et mesurées (essai 3).

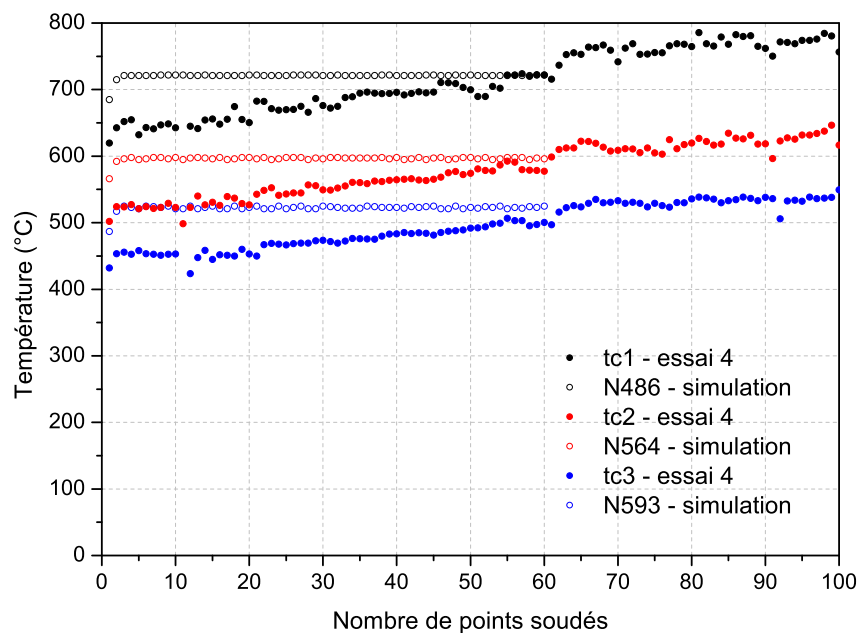


FIGURE 5.24 – Comparaison des évolutions des températures maximales calculées et mesurées (essai 4).

duisent à des pressions de contact élevées qui annihilent les RCE. Dans ce cas c'est la variation des surfaces de contact lors de l'indentation de l'électrode dans la tôle qui pilote la densité de courant et l'échauffement [Raoelison et al., 2012]. Au final, les températures maximales calculées et mesurées sont similaires au 60^{ème} point soudé (figures 5.20 et 5.22), mais les allures des courbes diffèrent. Sur ces mêmes figures, on observe que les cinétiques thermiques expérimentales et calculées pendant le forgeage et le refroidissement sont semblables. Seul un petit écart est observé au tout début de la phase de refroidissement où le calcul sur-estime la baisse de température dans l'électrode.

Les figures 5.23 et 5.24 comparent les évolutions des températures maximales calculées et mesurées en fonction du nombre de points soudés. Les températures maximales calculées pour le premier point soudé sont sur-estimées d'environ 100°C (figures 5.19 et 5.21). Cet écart se réduit progressivement avec l'accumulation du nombre de points soudés. Au 60^{ème} point, les valeurs des températures maximales atteintes en fin de la phase de soudage en simulation et lors de l'essai sont quasiment identiques. Ces différences sont d'autant plus faibles dans le cas de la comparaison avec l'essai 4.

En ce qui concerne la confrontation entre dureté expérimentale et calculée, il est tout d'abord précisé pour rappel que l'identification des paramètres de la loi métallurgique est basée sur les mesures de dureté Vickers (cf. chapitre 4.3.2). Or les mesures de dureté sur les électrodes des essais de soudage sont effectuées par nanoindentation. Une étude comparative de ces deux techniques est effectuée sur des électrodes en annexe C. Cette étude montre que les fractions adoucies déterminées par ces deux techniques sont semblables. Ainsi à partir de la fraction de phase adoucie calculée, il est possible de calculer la dureté (Vickers ou par nanoindentation) du CuCr1Zr grâce à la formule suivante :

$$Dureté = Dureté_{max} - X * (Dureté_{max} - Dureté_{min}) \quad (5.1)$$

Avec X la fraction de phase adoucie ; $Dureté_{max}$ la dureté du CuCr1Zr avant soudage et $Dureté_{min}$ la dureté minimale relevée après soudage.

Les évolutions de dureté en fonction du nombre de points soudés, calculées sur l'axe de révolution de l'électrode, sont comparées à celles issues des essais de soudage en Figure 5.25. L'évolution de dureté mesurée sur une électrode neuve permet de mettre en évidence la présence du sur-écrouissage de surface qui est lié à la frappe à froid des électrodes. Le modèle métallurgique ne prend pas en compte ce phénomène.

Les résultats issus des calculs indiquent une diminution progressive et continue de la dureté au voisinage de la face active entre le premier et le 60^{ème} point soudé. Expérimentalement cette diminution est aussi observée mais est plus brutale : dès 20 points soudés on constate une chute importante de la dureté localisée au voisinage immédiat de face active de l'électrode. Par ailleurs les évolutions de dureté expérimentales à 20 et 60 points soudés sont très voisines. Tout en gardant à l'esprit que les dispersions expérimentales sont d'environ $\pm 0,06 GPa$, on constate que le modèle ETM^{al} semble sous-estimer l'adoucissement dans les zones les plus proches de la face active, soit dans les premiers 0,25mm. Au delà les duretés expérimentales

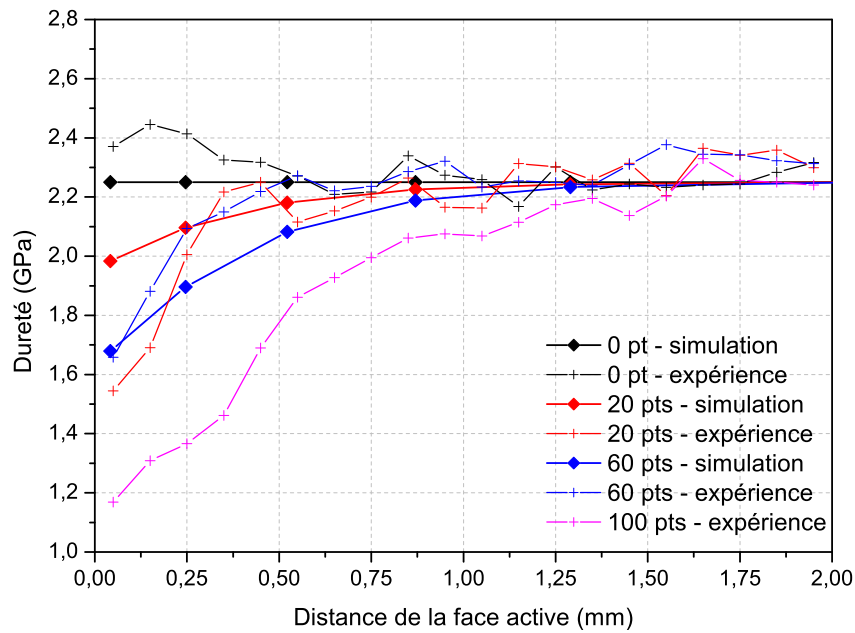


FIGURE 5.25 – Comparaison des évolutions de dureté expérimentales avec celles issues de la simulation.

et calculées sont relativement proches, les dispersions de mesures et la non prise en compte du sur-écrouissage de surface dans le modèle ne permettant guère d'aller plus loin dans l'analyse. Il serait cependant intéressant de simuler l'évolution de dureté dans l'électrode après 100 points soudés et de la comparer à la courbe expérimentale qui rend compte d'un adoucissement plus important et d'une zone affectée par cet adoucissement plus profonde. Il serait aussi pertinent de déterminer le nombre de points simulés permettant une stabilisation des profils de dureté dans l'électrode (210 points expérimentalement).

En résumé au niveau thermique, le modèle donne des tendances acceptables tant du point de vue des niveaux de températures atteints que des cinétiques thermiques. Par contre il ne permet pas une prédiction pertinente de l'augmentation des températures dans l'électrode au fur et à mesure de l'accumulation des points soudés. Les températures maximales sont rapidement stabilisées avec le modèle alors qu'elles augmentent continuellement en pratique. En pratique le courant est incrémenté pour compenser "empiriquement" l'usure du profil des électrodes ce qui conduit à l'augmentation progressive de leur température ce qui n'est pas le cas pour la simulation.

En ce qui concerne les évolutions de dureté avec l'accumulation des points soudés, même si le modèle permet de décrire une augmentation rapide de l'adoucissement dans les zones très proches de la face active, la chute de dureté expérimentale avec le nombre de points soudés est plus importante. Avec ce modèle simplifié, on arrive malgré tout à des tendances intéressantes : un adoucissement progressif dans le premier millimètre de l'électrode est effectivement simulé même si bien évidemment, les duretés prédites s'écartent de celles mesurées compte tenu de l'erreur commise sur la prédiction des champs thermiques.

En conclusion dans le cas du soudage avec des électrodes à faces actives convexes, le modèle ETM^{al} avec l'hypothèse du rayon de contact E/T constant ne peut donc pas décrire correctement les évolutions de densité de courant qui évoluent au cours d'un cycle de soudage à cause de l'agrandissement de ce rayon de contact E/T . Néanmoins ce modèle simplifié permet d'obtenir des tendances acceptables par rapport aux essais de soudage réalisés. Ce modèle est donc par la suite utilisé dans le cadre d'un plan d'expérience sur les paramètres opératoires de soudage.

5.2.3 Plan d'expérience sur les paramètres opératoires

Un plan d'expérience est réalisé à l'aide du modèle ETM^{al} afin d'étudier l'influence des paramètres du procédé de soudage et des conditions aux limites sur l'adoucissement dans les électrodes. Le développement de ce modèle a été effectué pour répondre à la nécessité de simuler numériquement l'enchaînement de plusieurs points de soudage tout en évitant des temps de calcul excessifs. Pour limiter les temps de calcul lors de cette étude, le nombre de cycles a été limité à 10.

Le choix de suivre la méthodologie du plan d'expérience a été fait dans le but d'optimiser le nombre de calculs. Un plan factoriel complet est mise en place afin de faire varier simultanément tous les paramètres, mais de manière structurée. Une des principales applications des plans d'expérience est de rechercher les paramètres les plus influents parmi ceux qui ont été testés. En général, beaucoup de ces paramètres sont de faible influence et seuls quelques-uns jouent un rôle important. Ainsi, tous les facteurs influents peuvent être détectés et leurs variations étudiées avec un minimum d'essais et donc un gain de temps considérable. Finalement, ce plan d'expérience factoriel va permettre de bien faire ressortir le poids des paramètres et va mettre aussi en évidence leurs interactions. Il va être possible d'obtenir les fonctionnelles qui relient les observables aux variations des différents paramètres étudiés.

5.2.3.1 Choix des fonctions objectifs

Les trois observables ou fonctions objectifs pour étudier l'influence de certains facteurs sur le phénomène d'adoucissement du CuCr1Zr lors du soudage par point sont (figure 5.26) :

- T_{max} : la température maximale atteinte au nœud 342 situé sur l'axe de symétrie au niveau de la face active de l'électrode.
- X_{max} : la proportion de l'adoucissement maximum de l'élément 297 qui se trouve à côté de l'axe de symétrie et de la face active de l'électrode.
- $P(500^\circ C)$: la profondeur d'adoucissement atteinte dans l'électrode qui est délimitée par l'isotherme à $500^\circ C$ déterminé quand la température est maximale au nœud 342. Cette isotherme correspond à la température à laquelle le CuCr1Zr commence à s'adoucir.

Seules les températures maximales, la proportion de l'adoucissement maximum et la profondeur d'adoucissement du premier et du dixième cycle seront analysées.

5.2.3.2 Choix des facteurs d'influence

Les cinq paramètres opératoires et conditions aux limites, aussi appelés facteurs d'influence, sont présentés ci-dessous :

- X_1 = l'intensité du courant I
- X_2 = le coefficient d'échange avec l'eau h_{eau}
- X_3 = la température de l'eau T_{eau}
- X_4 = la durée de refroidissement Δt_r
- X_5 = la durée de soudage Δt_s

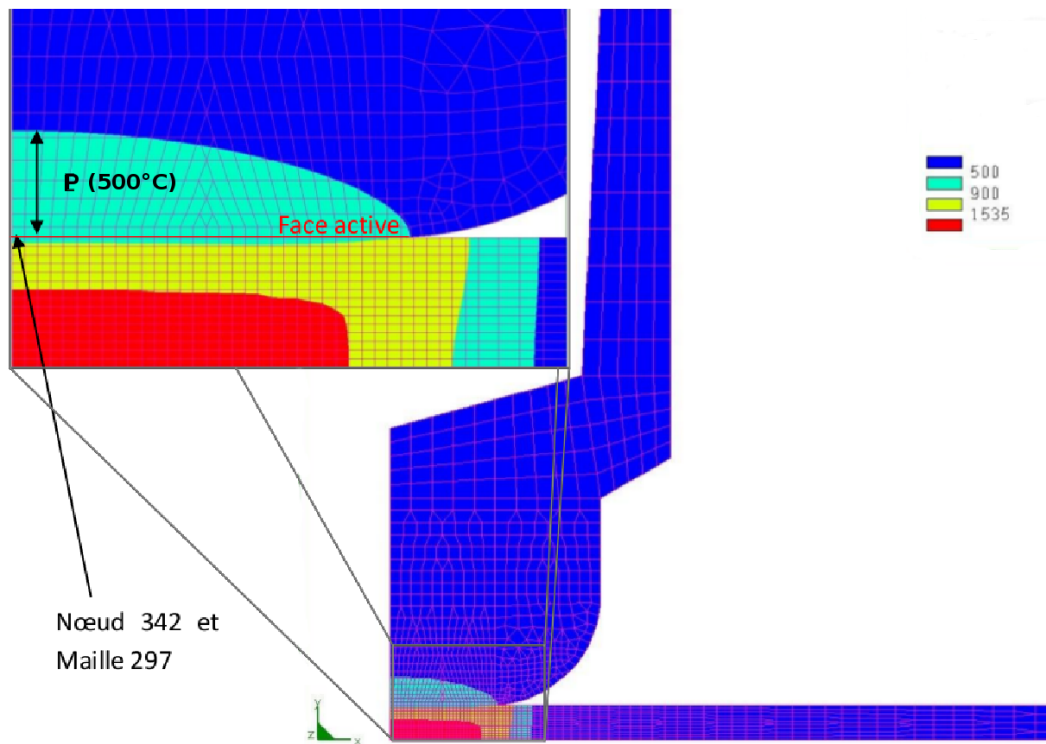


FIGURE 5.26 – Emplacements des fonctions objectifs.

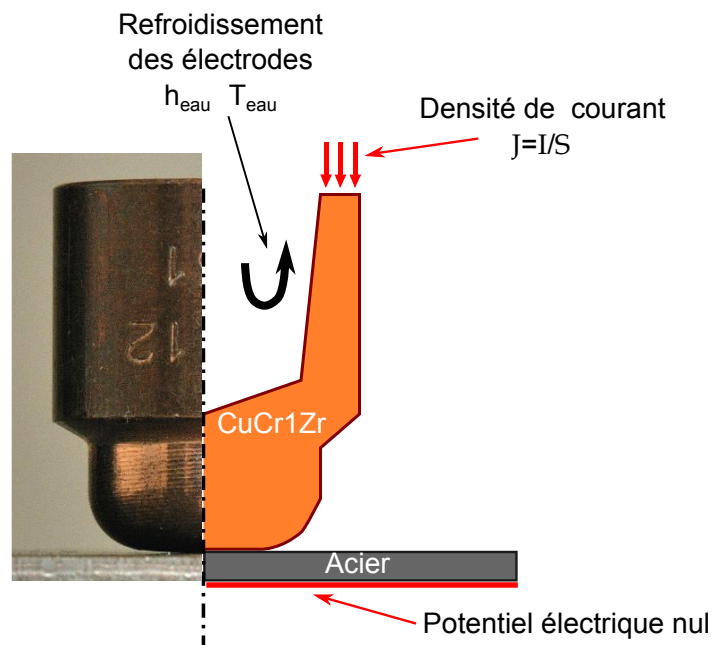


FIGURE 5.27 – Paramètres opératoires et conditions aux limites pilotant le chauffage et refroidissement par eau des électrodes.

Ces cinq paramètres ont été choisis compte tenu de leur rôle dans l'échauffement des électrodes lors d'une séquence de soudage. Ces paramètres interviennent, soit au niveau de l'énergie thermique produite par effet Joule dans l'assemblage, soit au niveau des échanges convectifs qui pilotent le refroidissement des électrodes (Figure 5.27) .

En effet pendant la durée de soudage, une énergie thermique Q est générée par le passage du courant I dans l'assemblage de résistance électrique globale $R(t)$ (somme des résistances de contact électriques et des résistances électriques des matériaux, principalement les tôles).

$$Q = \int_{t_0}^{t_0 + \Delta t_s} R(t).I^2.dt \quad (5.2)$$

En parallèle, les électrodes sont essentiellement refroidies par une circulation d'eau forcée à la température T_{eau} . Le coefficient d'échange h_{eau} traduit les échanges convectifs q .

$$q = \int_{t_0}^{t_0 + t_{cycle}} h_{eau}(T - T_{eau}).S.dt \quad (5.3)$$

Avec t_{cycle} le temps de cycle égale à la somme des durée de soudage Δt_s , de forgeage Δt_f et de refroidissement Δt_r .

L'adoucissement est associé à l'échauffement de l'extrémité de l'électrode en contact avec la tôle. L'élévation de température dans l'électrode résulte des effets antagonistes entre la génération de chaleur dans l'assemblage Q et le refroidissement par eau q . Les paramètres retenus I , h_{eau} , T_{eau} , Δt_r , Δt_s sont donc bien pertinents pour cette étude de sensibilité sur l'adoucissement de l'électrode.

Les valeurs moyennes ainsi que les plages de variation sont établies grâce à une pré-étude numérique. Dans le cadre de cette pré-étude, les valeurs des paramètres sont choisies en fonction des référentiels de soudage PSA [Nor, b]. Puis chaque paramètre est testé individuellement sur dix cycles de soudage afin d'obtenir l'influence quantitative sur les observables. Les résultats de ces simulations sont présentés dans les tableaux 5.3, 5.4, 5.5, 5.6, 5.7.

Les cinq paramètres ont une influence sur les fonctions objectifs. La pré-étude a permis également de fixer les niveaux bas et haut des différents facteurs d'influences. Le critère principal retenu pour déterminer ces niveaux a porté sur la température maximum de la face active de l'électrode. Les domaines choisis pour les paramètres sont tels que cette température maximum reste dans l'intervalle $[500^\circ C - 1000^\circ C]$. De plus pour ces expériences, il a été vérifié qu'il y a bien formation d'un noyau dans la tôle et que l'extrémité de l'électrode s'adoucit avec l'accumulation des cycles.

Les plages de valeurs des cinq facteurs notés X_1 , X_2 , X_3 , X_4 et X_5 sont présentées dans le tableau 5.8. Au niveau -1 (= limite inférieure des plages de valeurs) on associe les valeurs des paramètres opératoires permettant d'avoir les températures les plus faibles et inversement pour le niveau $+1$.

Intensité (A)	N° du cycle	Adoucissement max X_{max} (%)	Température max T_{max} (°C)	P(500°C) (mm)
12500	1	0,7	659,6	0,8
	10	3,6	695,5	0,9
12750	1	1,6	715,5	1,0
	10	7,9	760,5	1,2
13000	1	3,4	784,9	1,2
	10	17,3	845,5	1,4
13250	1	8,0	879,8	1,4
	10	37,6	953,8	1,7

TABLE 5.3 – Influence de l'intensité de soudage I sur les observables ($\Delta t_s = 0,24s$, $\Delta t_r = 1,41s$, $h_{eau} = 25000W.m^{-2}.K^{-1}$, $T_{eau} = 15^\circ C$).

h_{eau} ($W.m^{-2}.K^{-1}$)	N° du cycle	Adoucissement max X_{max} (%)	Température max T_{max} (°C)	P(500°C) (mm)
15000	1	3,5	785,5	1,2
	10	28,3	913,9	1,7
20000	1	3,4	784,9	1,2
	10	20,9	870,8	1,5
25000	1	3,4	784,9	1,2
	10	17,3	845,5	1,4

TABLE 5.4 – Influence du coefficient d'échange h_{eau} sur les observables ($\Delta t_s = 0,24s$, $\Delta t_r = 1,41s$, $I = 13000A$, $T_{eau} = 15^\circ C$).

T_{eau} (°C)	N° du cycle	Adoucissement max X_{max} (%)	Température max T_{max} (°C)	P(500°C) (mm)
10	1	3,4	785,5	1,2
	10	15,7	833,2	1,4
15	1	3,4	784,9	1,2
	10	17,3	845,5	1,4
20	1	3,5	785,4	1,2
	10	19,1	859,3	1,5
35	1	3,5	787,7	1,4
	10	25,6	895,6	1,6

TABLE 5.5 – Influence de la température de l'eau T_{eau} sur les observables ($\Delta t_s = 0,24s$, $\Delta t_r = 1,41s$, $h_{eau} = 25000W.m^{-2}.K^{-1}$, $I = 13000A$).

Δt_r (s)	N° du cycle	Adoucissement max X_{max} (%)	Température max T_{max} (°C)	P(500°C) (mm)
0,96	1	3,4	784,9	1,2
	10	26,3	901,6	1,6
1,16	1	3,4	784,9	1,2
	10	21,0	871,5	1,5
1,36	1	3,4	784,9	1,2
	10	17,7	850,1	1,4
1,56	1	3,4	784,9	1,2
	10	15,5	832,7	1,4

TABLE 5.6 – Influence de la durée de refroidissement Δt_r sur les observables ($\Delta t_s = 0,24s$, $h_{eau} = 25000W.m^{-2}.K^{-1}$, $I = 13000A$, $T_{eau} = 15^\circ C$).

Δt_s (s)	N° du cycle	Adoucissement max X_{max} (%)	Température max T_{max} (°C)	P(500°C) (mm)
0,22	1	0,9	678,3	0,8
	10	3,3	688,5	0,9
0,26	1	7,9	874,3	1,5
	10	27,4	904,1	1,5

TABLE 5.7 – Influence de la durée de soudage Δt_s sur les observables ($\Delta t_r = 1,41s$, $h_{eau} = 25000W.m^{-2}.K^{-1}$, $I = 13000A$, $T_{eau} = 15^\circ C$).

			-1	0	+1
I	(A)	X_1	12925	13000	13075
h_{eau}	($W.m^{-2}.K^{-1}$)	X_2	30000	25000	20000
T_{eau}	(°C)	X_3	10	20	30
Δt_r	(s)	X_4	1,76	1,56	1,36
Δt_s	(s)	X_5	0,22	0,24	0,26

TABLE 5.8 – Définition des facteurs d'influence et de leur domaine de variation.

5.2.3.3 Description mathématique du modèle

Dans le cadre de cette étude, un plan factoriel complet 2^k (2 niveaux pour $k = 5$ facteurs d'influence conduisant à 32 expériences numériques) permet de décrire, par une loi d'évolution simple, la réponse du système étudié qui est ici supposée linéaire.

Le modèle mathématique correspondant à ce plan factoriel complet à deux niveaux et cinq facteurs d'influence est donné par la relation suivante :

$$\begin{aligned}
 y = & a_0 + \sum_{i=1}^5 a_i X_i + \sum_{i=1}^5 \sum_{j=i+1}^5 a_{i,j} X_i X_j + \sum_{i=1}^5 \sum_{j=i+1}^5 \sum_{l=j+1}^5 a_{i,j,l} X_i X_j X_l \\
 & + \sum_{i=1}^5 \sum_{j=i+1}^5 \sum_{l=j+1}^5 \sum_{m=l+1}^5 a_{i,j,l,m} X_i X_j X_l X_m + a_{1,2,3,4,5} X_1 X_2 X_3 X_4 X_5 \quad (5.4)
 \end{aligned}$$

Avec :

y : grandeur ou observable, appelé fonction objectif, à laquelle on s'intéresse. Les fonctions objectifs choisies dans le paragraphe 5.2.3.1 sont obtenues par des calculs numériques.

X_i : niveau (+1 ou -1) attribué au paramètre étudié, appelé facteur d'influence. Ces facteurs d'influence, ainsi que le choix de leurs niveaux, sont présentés dans le paragraphe 5.2.3.2.

$a_0, a_i, a_{i,j}, a_{i,j,l}, a_{i,j,l,m}, a_{1,2,3,4,5}$: ensemble des coefficients de la loi d'évolution du système qui permettent d'obtenir les effets des facteurs d'influence et de leurs interactions sur une des fonctions objectifs. Ces coefficients doivent être calculés à partir des résultats des 32 simulations numériques.

Une formulation matricielle est alors utilisée pour le calcul des coefficients :

$$\vec{y} = X \vec{a} \quad (5.5)$$

Avec : \vec{y} : vecteur qui contient les résultats des 32 simulations; X : matrice d'Hadamard; \vec{a} : vecteur des effets qui contient les coefficients à calculer.

La matrice X d'Hadamard, qui ne contient que les valeurs codifiées des facteurs d'influence, est une matrice carrée et orthogonale et qui possède la propriété suivante :

$$X^T X = nI \quad (5.6)$$

Avec : X^T : la matrice transposée de X ; n : le nombre de simulations numériques (ici $n = 32$); I : la matrice identité.

L'équation 5.5 est multipliée par la transposée X^T :

$$X^T \vec{y} = X^T X \vec{a} \quad (5.7)$$

$$X^T \vec{y} = nI \vec{a} \quad (5.8)$$

Le vecteur contenant les coefficients s'obtient par :

$$\vec{a} = \frac{1}{n} X^T \vec{y} \quad (5.9)$$

Les 32 jeux de données d'entrée des simulations numériques nécessaires à la détermination de ce modèle linéaire sont présentés dans le tableau 5.9. Les fonctions objectifs, représentées par la matrice des réponses, résultent des calculs numériques pour le premier cycle (tableau 5.10) et pour le dixième cycle (tableau 5.11).

N°	X_1	X_2	X_3	X_4	X_5	I A	h_{eau} $W.m^{-2}.K^{-1}$	T_{eau} $^{\circ}C$	Δt_r s	Δt_s s
0	0	0	0	0	0	13000	25000	20	1,56	0,24
1	-1	-1	-1	-1	-1	12925	30000	10	1,76	0,22
2	+1	-1	-1	-1	-1	13075	30000	10	1,76	0,22
3	-1	+1	-1	-1	-1	12925	20000	10	1,76	0,22
4	+1	+1	-1	-1	-1	13075	20000	10	1,76	0,22
5	-1	-1	+1	-1	-1	12925	30000	30	1,76	0,22
6	+1	-1	+1	-1	-1	13075	30000	30	1,76	0,22
7	-1	+1	+1	-1	-1	12925	20000	30	1,76	0,22
8	+1	+1	+1	-1	-1	13075	20000	30	1,76	0,22
9	-1	-1	-1	+1	-1	12925	30000	10	1,36	0,22
10	+1	-1	-1	+1	-1	13075	30000	10	1,36	0,22
11	-1	+1	-1	+1	-1	12925	20000	10	1,36	0,22
12	+1	+1	-1	+1	-1	13075	20000	10	1,36	0,22
13	-1	-1	+1	+1	-1	12925	30000	30	1,36	0,22
14	+1	-1	+1	+1	-1	13075	30000	30	1,36	0,22
15	-1	+1	+1	+1	-1	12925	20000	30	1,36	0,22
16	+1	+1	+1	+1	-1	13075	20000	30	1,36	0,22
17	-1	-1	-1	-1	+1	12925	30000	10	1,76	0,26
18	+1	-1	-1	-1	+1	13075	30000	10	1,76	0,26
19	-1	+1	-1	-1	+1	12925	20000	10	1,76	0,26
20	+1	+1	-1	-1	+1	13075	20000	10	1,76	0,26
21	-1	-1	+1	-1	+1	12925	30000	30	1,76	0,26
22	+1	-1	+1	-1	+1	13075	30000	30	1,76	0,26
23	-1	+1	+1	-1	+1	12925	20000	30	1,76	0,26
24	+1	+1	+1	-1	+1	13075	20000	30	1,76	0,26
25	-1	-1	-1	+1	+1	12925	30000	10	1,36	0,26
26	+1	-1	-1	+1	+1	13075	30000	10	1,36	0,26
27	-1	+1	-1	+1	+1	12925	20000	10	1,36	0,26
28	+1	+1	-1	+1	+1	13075	20000	10	1,36	0,26
29	-1	-1	+1	+1	+1	12925	30000	30	1,36	0,26
30	+1	-1	+1	+1	+1	13075	30000	30	1,36	0,26
31	-1	+1	+1	+1	+1	12925	20000	30	1,36	0,26
32	+1	+1	+1	+1	+1	13075	20000	30	1,36	0,26

TABLE 5.9 – Matrice d'expérience - Description des 32 calculs numériques et du calcul de référence.

N°	T_{max} (°C)	X_{max} (%)	$P(500^{\circ}C)$ (mm)
0	764	2,8	1,15
1	678	0,9	0,83
2	711	1,4	0,95
3	678	0,9	0,83
4	711	1,4	0,96
5	679	0,9	0,83
6	712	1,5	0,96
7	679	0,9	0,83
8	712	1,5	0,96
9	678	0,9	0,82
10	711	1,4	0,95
11	678	0,9	0,83
12	711	1,4	0,95
13	679	0,9	0,84
14	712	1,5	0,96
15	679	0,9	0,84
16	712	1,5	0,96
17	874	7,9	1,45
18	942	13,3	1,61
19	874	7,9	1,46
20	944	13,4	1,61
21	877	8,0	1,47
22	946	13,6	1,62
23	876	8,0	1,47
24	946	13,6	1,62
25	874	7,9	1,46
26	942	13,3	1,60
27	874	7,8	1,46
28	944	13,4	1,61
29	877	8,0	1,47
30	946	13,6	1,62
31	876	8,0	1,47
32	946	13,6	1,62

TABLE 5.10 – Matrice des résultats des calculs pour le premier cycle.

N°	T_{max} (°C)	X_{max} (%)	$P(500^{\circ}C)$ (mm)
0	832	15,4	1,40
1	688	3,3	0,86
2	723	5,1	1,00
3	708	4,2	0,97
4	746	6,6	1,10
5	723	5,1	1,03
6	761	7,8	1,17
7	745	6,5	1,14
8	785	10,0	1,24
9	708	4,2	0,96
10	746	6,6	1,10
11	737	5,8	1,09
12	779	9,2	1,23
13	745	6,5	1,13
14	786	10,0	1,26
15	775	8,9	1,26
16	822	13,9	1,40
17	904	27,4	1,54
18	977	43,4	1,69
19	947	36,0	1,66
20	1020	54,5	1,84
21	959	39,4	1,72
22	1029	57,7	1,88
23	1007	50,1	1,86
24	1081	67,8	2,01
25	947	35,9	1,66
26	1020	54,4	1,83
27	1008	50,0	1,85
28	1086	68,4	2,01
29	1006	49,9	1,86
30	1080	67,6	2,00
31	1063	64,0	2,05
32	1142	81,4	2,20

TABLE 5.11 – Matrice des résultats des calculs pour le dixième cycle.

5.2.3.4 Analyse des résultats

Remarques préliminaires :

Les paramètres I et Δt_s associés à la génération de chaleur vont affecter directement la température maximale atteinte dans l'électrode (figure 5.28). Par contre, les paramètres h_{eau} , T_{eau} et Δt_r associés au refroidissement des électrodes, vont impacter la température minimale de retour en fin de cycle (figure 5.29). En conséquence, l'effet des paramètres sur l'adoucissement se voit dès le premier cycle pour les paramètres I et Δt_s qui sont liés à l'effet Joule (figure 5.30). A contrario, l'effet des paramètres associés au refroidissement se manifeste seulement à partir du second cycle (figure 5.31).

Par ailleurs pour les calculs numériques n°22 à 32, les valeurs maximales des températures sont élevées et dépassent l'intervalle de température qui nous a permis de définir les facteurs d'influence et leur gamme de variations. Lors d'un essai de soudage, il est peu probable de rencontrer de tels niveaux de température (supérieure à $1000^\circ C$) qui peuvent donner des fractions de phase adoucies très élevées à 10 cycles et à l'extrémité des électrodes (jusqu'à 81,4 % pour le calcul n°32).

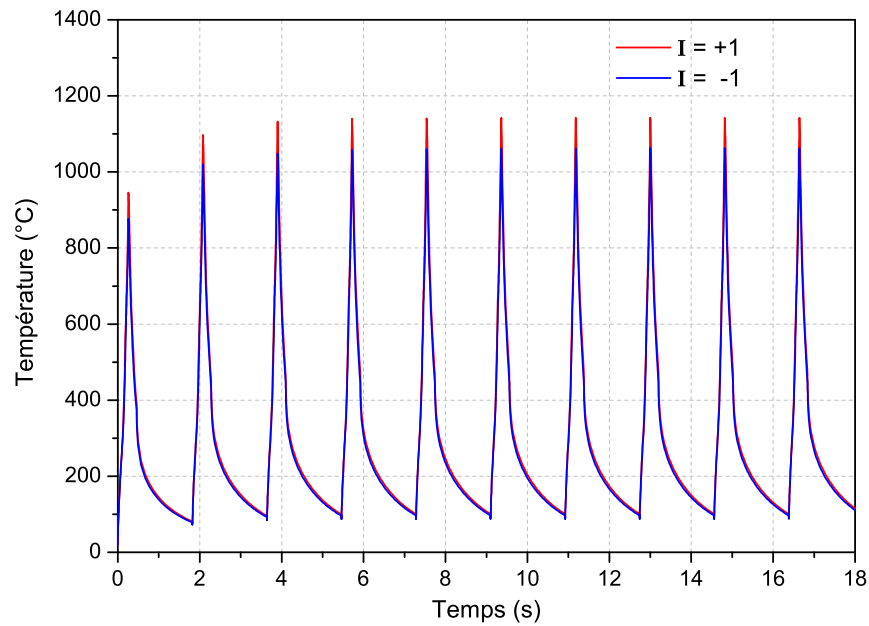


FIGURE 5.28 – Effet de l'intensité sur la température (calcul n°31 et 32, tous les autres paramètres étant au niveau +1).

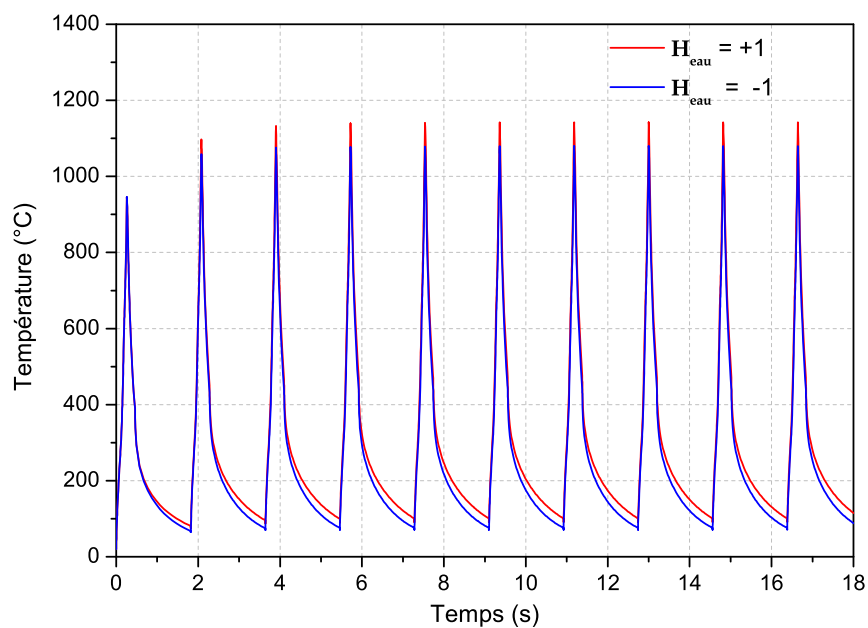


FIGURE 5.29 – Effet du coefficient d'échange sur la température (calcul n°30 et 32, tous les autres paramètres étant au niveau +1).

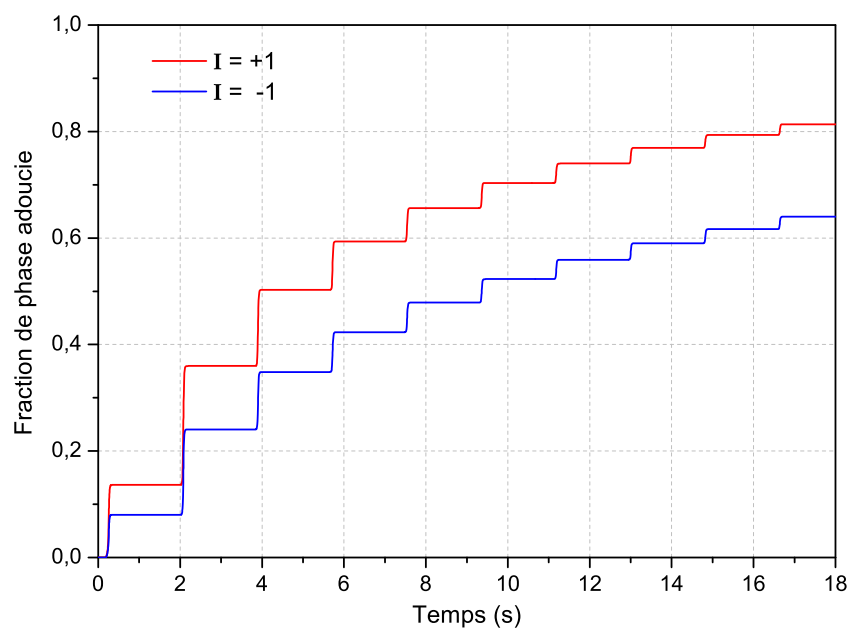


FIGURE 5.30 – Effet de l'intensité sur l'adoucissement maximum (calcul n°31 et 32, tous les autres paramètres étant au niveau +1).

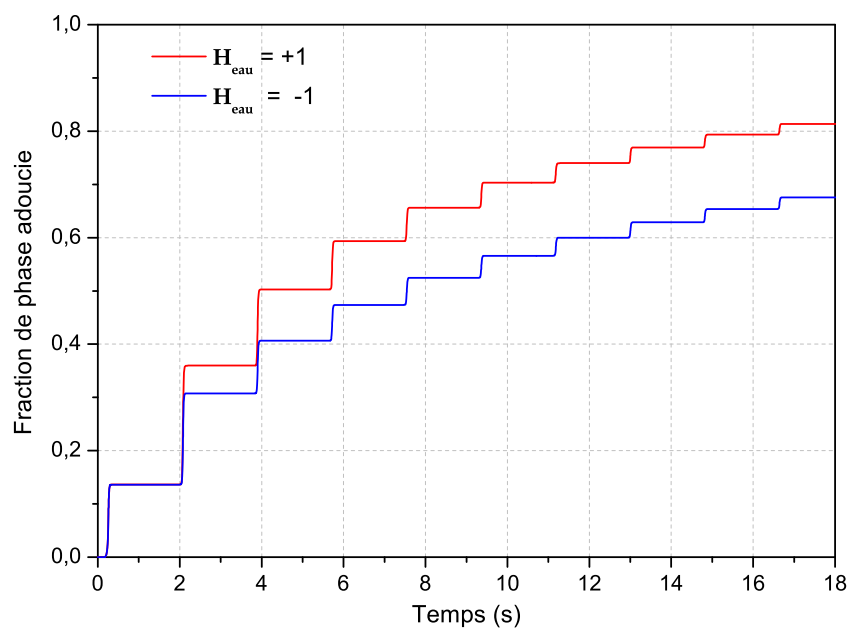


FIGURE 5.31 – Effet du coefficient d’échange sur l’adoucissement maximum (calcul n°30 et 32, tous les autres paramètres étant au niveau +1).

Analyse des effets à partir du calcul des coefficients :

Les effets des différents facteurs d'influence sur la température maximale T_{max} , l'adoucissement maximal X_{max} et la profondeur de matière adoucie $P(500^\circ C)$ après 10 cycles de soudage sont présentés respectivement sur les figures 5.32, 5.33 et 5.34.

Les valeurs a_1 des ces figures signifient qu'une variation de 13000 à 13075A provoque une hausse de $29^\circ C$ sur la température maximale atteinte dans l'électrode, une augmentation de 5% de l'adoucissement et un accroissement de 0,07mm de la zone affectée par l'adoucissement. a_2 indique qu'une augmentation du coefficient d'échange de $5000W.m^{-2}.K^{-1}$ entraîne une diminution de $20^\circ C$, de 3,5% de l'adoucissement et de 0,07mm sur la profondeur adoucie. a_3 illustre qu'une augmentation de la température de l'eau du circuit de refroidissement des électrodes fait augmenter la température de $24^\circ C$, l'adoucissement de 4% et la profondeur adoucie de 0,09mm. a_4 montre qu'une diminution de la durée de refroidissement de 0,2s conduit à une hausse de la température de $20^\circ C$, de l'adoucissement de 3,5% et de la profondeur adoucie de 0,07mm. Par contre une hausse dix fois plus faible de la durée de soudage (a_5) provoque des variations plus importantes (une augmentation de $134^\circ C$, de 23% de l'adoucissement et de 0,37mm de la profondeur de la zone adoucie).

Les effets des paramètres étudiés sont exprimés plus clairement, à 10 cycles de soudage, au travers des expressions 5.10, 5.11 et 5.12 qui sont définies pour chacune des observables. Une démarche probabilistique (analyse de la variance) est utilisée pour sélectionner les facteurs d'influence et les interactions entre ces facteurs les plus importants. Dans ces trois expressions, les valeurs des facteurs d'influence sont les valeurs codifiées (comprises entre -1 et +1).

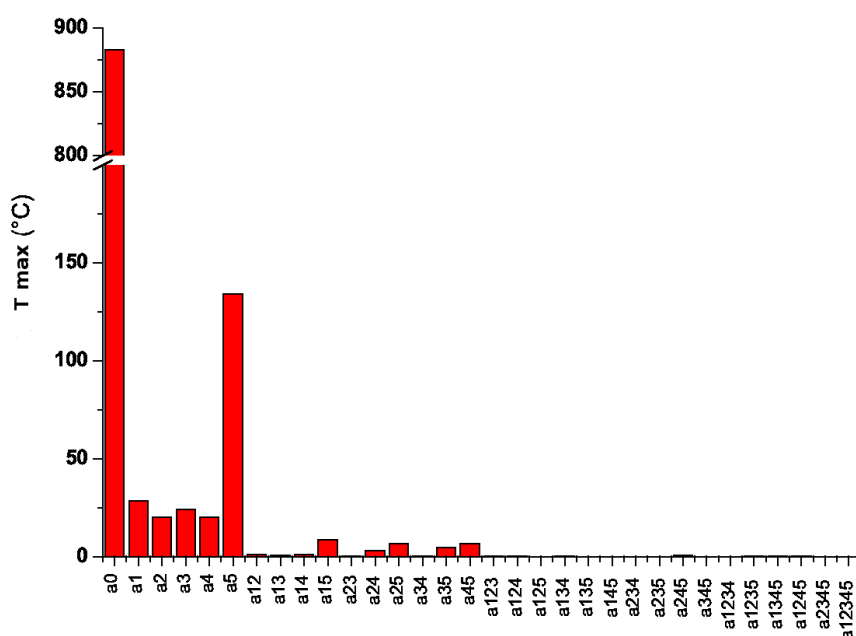


FIGURE 5.32 – Diagramme des effets pour la température maximale (T_{max}).

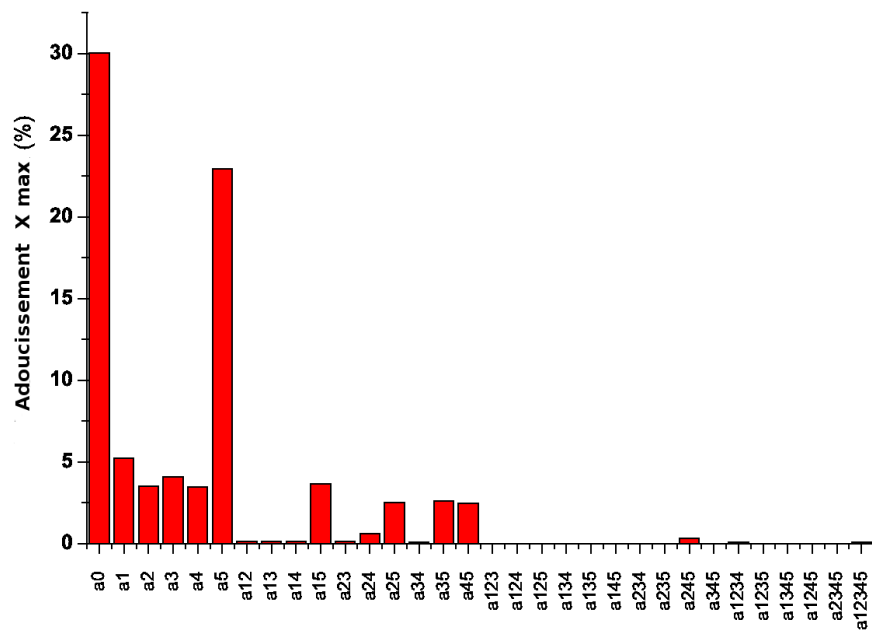


FIGURE 5.33 – Diagramme des effets pour l'adoucissement maximal (X_{max}).

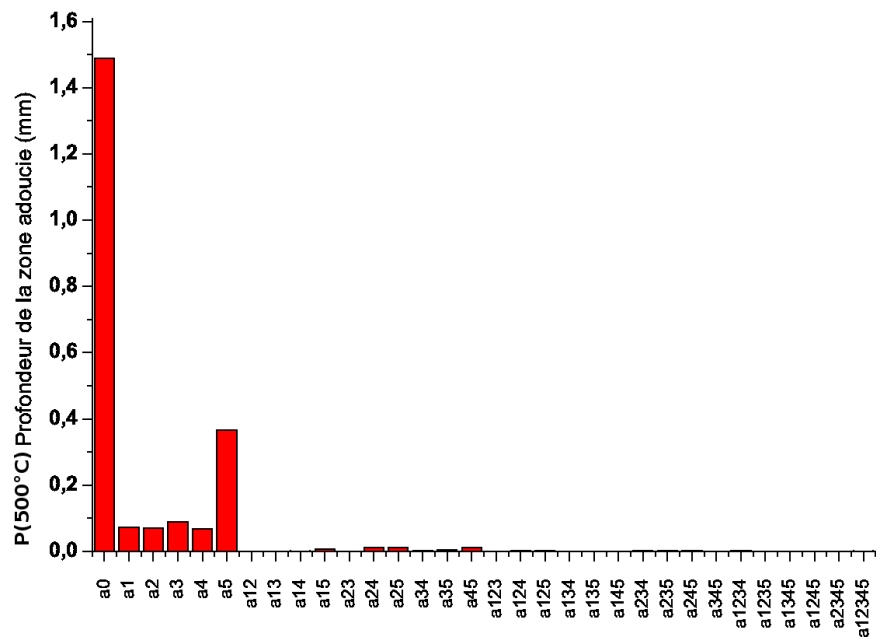


FIGURE 5.34 – Diagramme des effets pour la profondeur de matière adoucie ($P(500^{\circ}C)$).

$$\begin{aligned}
 T_{max} = & 883 + 134 \Delta t_s + 29 I + 24 T_{eau} + 20 h_{eau} + 20 \Delta t_r + 9 I \cdot \Delta t_s \\
 & + 7 h_{eau} \cdot \Delta t_s + 7 \Delta t_r \cdot \Delta t_s + 5 T_{eau} \cdot \Delta t_s + 3 h_{eau} \cdot \Delta t_r
 \end{aligned} \quad (5.10)$$

$$\begin{aligned}
 X_{max} = & 30,0 + 22,9 \Delta t_s + 5,2 I + 4,1 T_{eau} + 3,7 I \cdot \Delta t_s + 3,5 h_{eau} \\
 & + 3,5 \Delta t_r + 2,6 T_{eau} \cdot \Delta t_s + 2,5 h_{eau} \cdot \Delta t_s + 2,5 \Delta t_r \cdot \Delta t_s
 \end{aligned} \quad (5.11)$$

$$P(500^\circ C) = 1,49 + 0,37 \Delta t_s + 0,09 T_{eau} + 0,007 I + 0,07 h_{eau} + 0,07 \Delta t_r \quad (5.12)$$

Globalement, le plan d'expérience fait ressortir que tous les paramètres considérés (I , h_{eau} , T_{eau} , Δt_r , Δt_s), ainsi que certaines interactions, sont importants et ont un effet non négligeable sur les observables.

Cependant, dans le domaine de vie des cinq facteurs, l'influence de Δt_s est la plus forte et ce pour les trois fonctions objectifs (équations 5.10, 5.11 et 5.12). Ensuite, le courant I et la température T_{eau} ressortent de l'étude paramétrique. Puis viennent le coefficient d'échange h_{eau} et le temps de refroidissement Δt_r . De plus, certaines interactions ne sont pas négligeables et ont un effet semblable à ceux de T_{eau} , h_{eau} et Δt_r . Il faut noter que les interactions les plus importantes sont du premier ordre ($a_{i,j}$) et sont celles qui font intervenir la durée de soudage Δt_s . Les interactions d'ordre plus élevé sont très faibles.

Dans les domaines de variation des paramètres, les variations relatives des facteurs d'influences mènent à des conclusions différentes. Le calcul des coefficients de sensibilité relatifs ordonne différemment les effets des paramètres et fait ressortir principalement l'effet de l'intensité de soudage qui a un domaine de variation très restreint. Cela semble logique car l'intensité apparaît au carré dans l'expression de l'énergie générée par effet Joule (équation 5.2).

$$\begin{aligned}
 \frac{\Delta T_{max}}{T_{max}^{ref}} = & 2,80 \frac{\Delta I}{I^{ref}} + 0,91 \frac{\Delta(\Delta t_s)}{\Delta t_s^{ref}} + 0,09 \frac{\Delta(\Delta t_r)}{\Delta t_r^{ref}} \\
 & + 0,06 \frac{\Delta h_{eau}}{h_{eau}^{ref}} + 0,03 \frac{\Delta T_{eau}}{T_{eau}^{ref}} + \dots
 \end{aligned} \quad (5.13)$$

$$\begin{aligned}
 \frac{\Delta X_{max}}{X_{max}^{ref}} = & 15,08 \frac{\Delta I}{I^{ref}} + 4,58 \frac{\Delta(\Delta t_s)}{\Delta t_s^{ref}} + 0,45 \frac{\Delta(\Delta t_r)}{\Delta t_r^{ref}} \\
 & + 0,29 \frac{\Delta h_{eau}}{h_{eau}^{ref}} + 0,14 \frac{\Delta T_{eau}}{T_{eau}^{ref}} + \dots
 \end{aligned} \quad (5.14)$$

$$\begin{aligned}
 \frac{\Delta P(500^\circ C)}{P(500^\circ C)^{ref}} = & 4,22 \frac{\Delta I}{I^{ref}} + 4,58 \frac{\Delta(\Delta t_s)}{\Delta t_s^{ref}} + 0,18 \frac{\Delta(\Delta t_r)}{\Delta t_r^{ref}} \\
 & + 0,12 \frac{\Delta h_{eau}}{h_{eau}^{ref}} + 0,06 \frac{\Delta T_{eau}}{T_{eau}^{ref}} + \dots
 \end{aligned} \quad (5.15)$$

Pour avoir une vue d'ensemble des résultats, les courbes d'iso-température et d'iso-adoucissement en fonction des deux paramètres les plus influents (I et Δt_s) sont tracées. Les figures 5.35 et 5.36 représentent ces résultats avec les trois autres paramètres fixés à +1, et les figures 5.37 et 5.38 avec les autres paramètres fixés à -1. Les zones hachurées correspondent aux valeurs des paramètres opératoires qui aboutissent à des températures dans les électrodes supérieures à 1000°C qu'il est impossible de rencontrer lors d'essais de soudage.

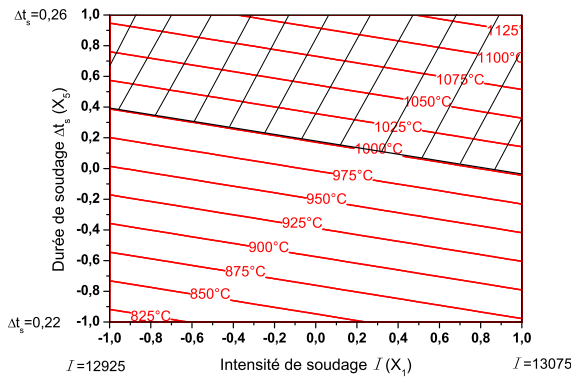


FIGURE 5.35 – Courbes des iso-températures en fonction de I et Δt_s - les autres facteurs valent +1.

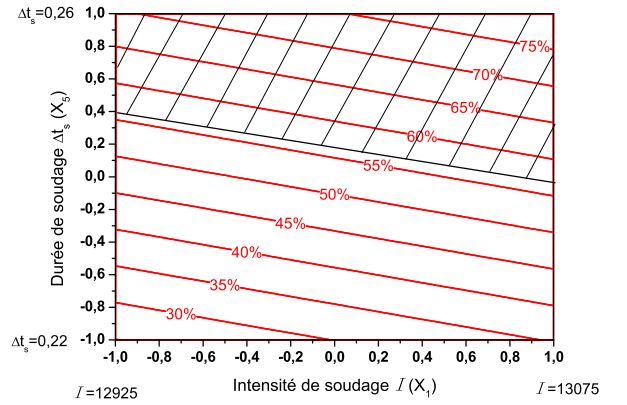


FIGURE 5.36 – Courbes des iso-valeurs d'adoucissement en fonction de I et Δt_s - les autres facteurs valent +1.

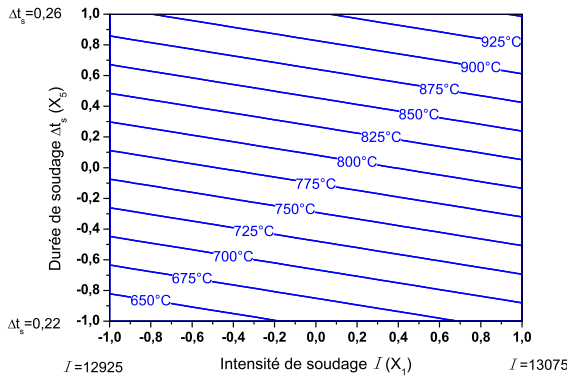


FIGURE 5.37 – Courbes des iso-températures en fonction de I et Δt_s - les autres facteurs valent -1.

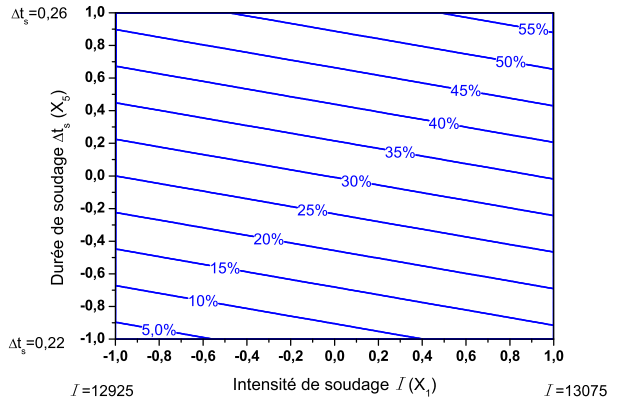


FIGURE 5.38 – Courbes des iso-valeurs d'adoucissement en fonction de I et Δt_s - les autres facteurs valent -1.

Validation du choix du modèle mathématique linéaire :

Dans le cadre de ce plan d'expérience, on a choisi un modèle mathématique linéaire pour limiter le nombre de calculs. Avec ce modèle mathématique, il n'y a pas d'erreur aux points définis dans le plan d'expérience (lorsque les paramètres opératoires sont fixées à -1 ou $+1$). Il est possible de valider notre choix en calculant le pourcentage d'erreurs entre le modèle et les résultats du calcul N°0 au centre du domaine, lorsque tous les facteurs d'influence valent 0. En effet, le calcul N°0 donne les valeurs de température, d'adoucissement et de profondeur d'adoucissement avec tous les paramètres imposés à 0, de même que ces mêmes données sont également prédites par les équations 5.10, 5.11 et 5.12. Les résultats sont présentés dans le tableau 5.12.

	Calculs	Prédictions	erreur (%)
T_{max} Température ($^{\circ}C$)	832	883	6%
X_{max} Adoucissement (%)	15,4	30,0	95%
$P(500^{\circ}C)$ Profondeur adoucie (mm)	1,40	1,49	6%

TABLE 5.12 – Comparaison des résultats obtenus par calculs numériques et prédits par le modèle linéaire.

Les erreurs obtenues au centres du domaine sont satisfaisantes pour la température et la profondeur adoucie. L'utilisation d'un modèle linéaire est donc justifiée pour l'étude de la température et la profondeur adoucie. Par contre l'erreur est de quasiment 100% pour la prédiction du pourcentage d'adoucissement du CuCr1Zr, il faudrait plutôt utiliser un modèle quadratique pour étudier l'influence de l'adoucissement sur les paramètres opératoires.

Une deuxième vérification consiste à comparer les résultats des calculs numériques n°1 et n°32 avec les valeurs obtenues à partir des expressions 5.10, 5.11 et 5.12 qui sont définies pour chacune des observables lorsque tous les paramètres sont fixés soit à -1 , soit à $+1$. Le tableau 5.13 compare donc ces résultats obtenus au 10^{ème} point soudé. Les quelques différences observées sont dues au fait que les expressions établies se limitent aux termes ayant les facteurs a_i et $a_{i,j}$ les plus importants.

	Calculs		Expressions analytiques	
	n° 1 -1	n° 32 +1	-1	+1
T_{max} Température ($^{\circ}C$)	687	1141	688	1142
X_{max} Adoucissement (%)	2,1	80,5	3,3	81,4
$P(500^{\circ}C)$ Profondeur adoucie (mm)	0,82	2,16	0,86	2,2

TABLE 5.13 – Comparaison des résultats obtenus par calculs numériques (n°1 et n°32) et prédits par le modèle linéaire.

Confrontation des résultats du plan d'expérience aux essais de soudage :

Lors de la campagne d'essai de soudage (chapitre 3), deux paramètres ont été testés : le débit d'eau de refroidissement des électrodes équivalent à h_{eau} ici et la cadence au travers de la durée de refroidissement Δt_r . Pour rappel, les tendances expérimentales obtenues ont montré que le débit de refroidissement n'a pas d'influence notable sur les niveaux de température. Par contre la diminution de Δt_r (équivalente à une cadence plus élevée) provoque une augmentation significative des températures atteintes dans l'électrode. On rappelle également que les dispersions de mesures, aussi bien sur les mesures de températures que sur les mesures de dureté, sont inévitables. Il n'est donc pas possible de quantifier précisément l'influence de ces deux paramètres opératoires. Cependant si on analyse seulement les résultats obtenus par rapport à la durée de refroidissement Δt_r , les tendances expérimentales et numériques sont semblables. En ce qui concerne les échanges thermiques avec l'eau, les coefficients de sensibilité relatifs sont plus faibles que ceux associés à la durée de refroidissement mais restent du même ordre de grandeur ce qui n'est pas en total accord avec l'expérience.

5.2.4 Bilan

Le modèle ETM^{al} a été utilisé pour l'analyse de sensibilité des propriétés physiques et des RCE ainsi que pour réaliser le plan d'expérience numérique. Pour limiter le temps de calcul, la géométrie axisymétrique a été limitée à un quart de l'assemblage, et le cas académique de la tôle d'épaisseur double a été considéré.

L'analyse de sensibilité sur les conductivités électrique, thermique et les résistances de contacts électriques a montré que la précision de mesure de ces grandeurs au cours de ce travail est satisfaisante. Les variations appliquées à ces grandeurs engendrent au maximum une variation de 5% sur les températures obtenues par les calculs.

La confrontation entre la simulation et les essais de soudage montre qu'il y a des différences significatives au niveau des températures. D'une part, les allures des cinétiques thermiques sont différentes et d'autre part les températures maximales sont surestimées quasiment sur toute la durée de la séquence de soudage. Le modèle prédit les évolutions de dureté de façon satisfaisante à la fin de la séquence de soudage, malgré les différences observées au 20^{ème} point soudé.

La mise en place d'un plan factoriel complet a permis de mettre en avant l'influence des paramètres opératoires dans un domaine de vie bien défini dans lequel il y a création d'un noyau et adoucissement des électrodes. Les résultats obtenus reflètent donc assez bien l'influence réelle de ces paramètres sur les observables. Il ressort que dans le domaine de variation des paramètres étudiés la durée de soudage a l'impact le plus important sur la température de l'électrode et sur son adoucissement devant l'intensité de soudage. A noter que le rôle de la durée et de l'intensité de soudage est prépondérant sur les températures atteintes et l'adoucissement, et donc sur la dégradation des électrodes, ce qui est logique et déjà connu (cf. Chapitre 1). Les paramètres de refroidissement (coefficient d'échange, température de l'eau et durée de refroidissement) jouent des rôles non négligeables mais ont un effet moins important. Enfin, le plan factoriel a pu mettre en évidence les interactions principales, notamment celles avec la durée de soudage.

De manière générale le modèle ETM^{al} permet de calculer les gradients de température et le vieillissement des électrodes au cours d'une séquence de soudage. Néanmoins, il faut noter que ce modèle suppose que les surfaces de contact E/T sont constantes pour ces calculs, ce qui ne correspond pas à la réalité. A défaut de pouvoir rendre les surfaces de contact variables dans le temps avec ce modèle, il pourrait être envisagé de réaliser des calculs avec différentes géométries (et donc différents maillages) représentatives d'électrodes déjà déformées. Cependant la confrontation avec les résultats expérimentaux resterait délicate.

En pratique pour compenser l'usure des profils des faces actives des électrodes, il faut augmenter le courant de soudage selon une courbe d'incrémentation empirique spécifique au type d'assemblage. Ainsi pour simuler numériquement au mieux l'échauffement des électrodes dans les conditions de l'expérience, les aspects mécaniques doivent être pris en compte dans le modèle. La partie qui suit présente donc les résultats obtenus avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ qui couple les aspects électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques.

5.3 Modèle $ETM^{al}M^{ec}$

Actuellement, le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ ne permet pas d'effectuer plus de 6 points soudés successifs. Ce modèle qui tient compte des phénomènes électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques présente des problèmes de convergence numérique, notamment au niveau du contact mécanique. Précisons que les temps de calcul peuvent varier d'un cycle à l'autre. Pour les premiers cycles, le temps de calcul est d'environ 4 heures. Au fur et à mesure de l'accumulation des points soudés, il est nécessaire d'augmenter les coefficients de pénalité liés à la gestion du contact mécanique et en parallèle les pas de temps doivent être diminués. Le temps de calcul d'un seul point peut aller jusqu'à 24 heures.

Ainsi, seul le cas de calcul académique de la tôle double non revêtue est mené avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$. Les paramètres opératoires sont identiques à ceux des cas de soudage n° 3 et 4 du chapitre 3, à savoir, un effort de serrage F de $270daN$, une durée de soudage Δt_s et de forgeage Δt_f de $0,2s$ et un temps de cycle t_{cycle} de $2s$. Ce modèle utilise la courbe d'incrémentatation du courant présentée en figure 3.4, chapitre 3. Ainsi pour les 6 points soudés simulés, la valeur de courant est de $9,2kA$.

Les résultats obtenus avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ vont permettre une première confrontation avec les résultats expérimentaux issus des essais de soudage. La validation de ce modèle porte sur les champs de température dans l'électrode, la cinétique de formation du noyau et l'indentation de la tôle après soudage. En ce qui concerne l'adoucissement dans les électrodes et ses conséquences sur les déformations de la face active, le nombre de points simulés avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ est insuffisant pour l'instant pour faire cette confrontation avec l'expérience car l'électrode s'est trop peu déformée. En conséquence la seconde partie de ce chapitre, est consacré à l'analyse des ces premiers résultats. On s'intéressera particulièrement aux tendances observées au niveau des déformations de la face active et à l'analyse des pressions de contact E/T.

5.3.1 Confrontation expériences / simulations

La validation du modèle $ETM^{al}M^{ec}$ se fait donc sur le cas académique de la tôle double non revêtue. Expérimentalement cet essai a été doublé pour obtenir la dispersion de mesures des différents observables étudiés. Cette première confrontation entre essais de soudage et simulations numériques, sera focalisée sur la température au niveau des électrodes, la cinétique de développement du noyau et l'indentation de la tôle à froid au premier point soudé.

5.3.1.1 Comparaison des cinétiques thermiques dans l'électrode

La figure 5.39 indique la localisation théorique des thermocouples et les numéros des nœuds correspondants. Les niveaux de température et les gradients thermiques au niveau des zones de mesure sont élevés. Les résultats expérimentaux des deux essais identiques (essais 3 et 4 : cf. chapitre 3.3.1) sont comparés aux cycles 1 et 6 du calcul numérique (figures 5.40, 5.41, 5.42 et 5.43).

Les allures des cinétiques thermiques simulées et mesurées au chauffage et au forgeage sont en meilleure adéquation que dans le cas du calcul effectué avec le modèle ETM^{al} (Figures 5.19 à 5.22). Ici l'évolution de la montée en température lors de la phase de soudage est bien décrite. Dans les premiers cycles de soudage les faces actives des électrodes sont convexes et les rayons de contact E/T après la phase d'accostage sont petits. En conséquence, au cours d'un cycle, la pression de contact et la densité de courant sont très élevées dans les premières périodes de soudage. Les $RCE(E/T)$ sont négligeables dans ces conditions et l'échauffement est principalement dû à la génération de chaleur par effet Joule dans les tôles.

Ensuite ces rayons de contact E/T augmentent et la densité de courant diminue jusqu'à la fin de la phase de soudage. Le début de la phase de refroidissement sur-estime la baisse de température lors de la séparation des électrodes avec les tôles. Cependant à la fin du refroidissement qui s'est poursuivi lors de la phase d'accostage du point soudé suivant, les températures minimales atteintes dans les électrodes expérimentalement et en simulation sont quasiment identiques (environ $10^{\circ}C$ de différence, figures 5.41 et 5.43).

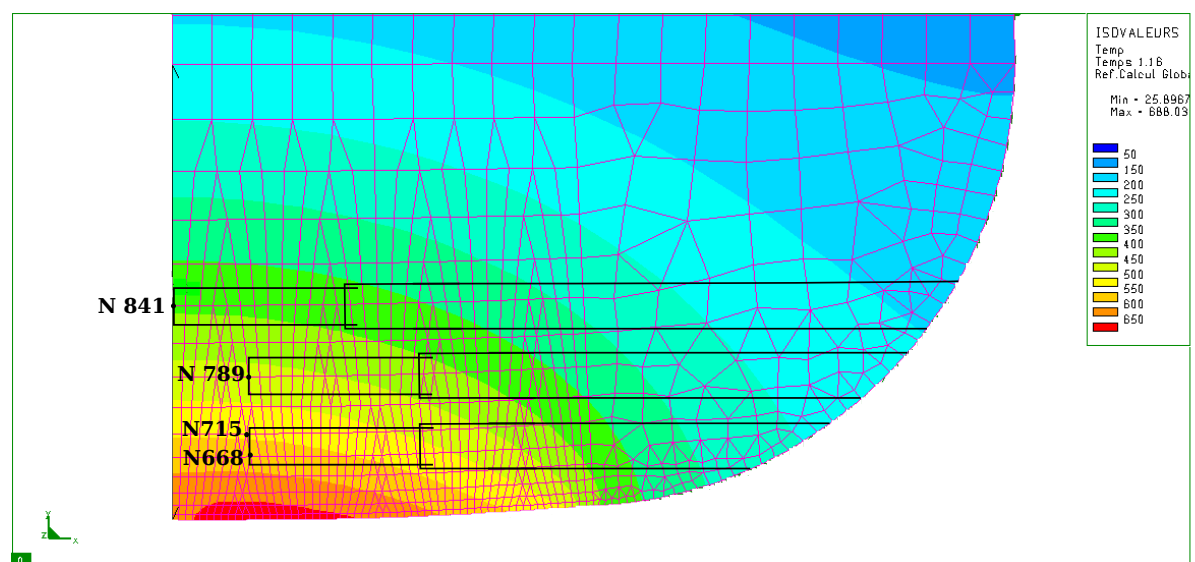


FIGURE 5.39 – Position des thermocouples par rapport au maillage et gradients thermiques dans les zones de mesures.

Les températures maximales atteintes en fin de la phase de soudage qui sont simulées sont très proches des cinétiques expérimentales. La répétabilité des essais a été testée avec les essais de soudage 3 et 4, un écart de $50^{\circ}C$ a été observé pour les mesures au niveau de TC1. Ce même écart est relevé entre les nœuds N668 et N715 situés à l'emplacement théorique du thermocouples TC1 et seulement distants de $0,17mm$. Au niveau des thermocouples TC2 et TC3, un seul nœud (respectivement N789 et N841) est choisi pour faire la comparaison entre les températures simulées et mesurées puisque les autres nœuds à proximité sont trop loin de la zone de mesure. Le calcul numérique sous-estime au maximum de $20^{\circ}C$ la température maximale mesurée par le thermocouple TC2. Pour TC3, les différences entre les valeurs calculées et mesurées sont inférieures à $5^{\circ}C$. La cinétique de refroidissement calculée au moment de l'écartement des électrodes est surestimée, certainement en raison d'une valeur trop élevée

du coefficient d'échange qui a été imposée pour simuler le refroidissement par circulation d'eau froide.

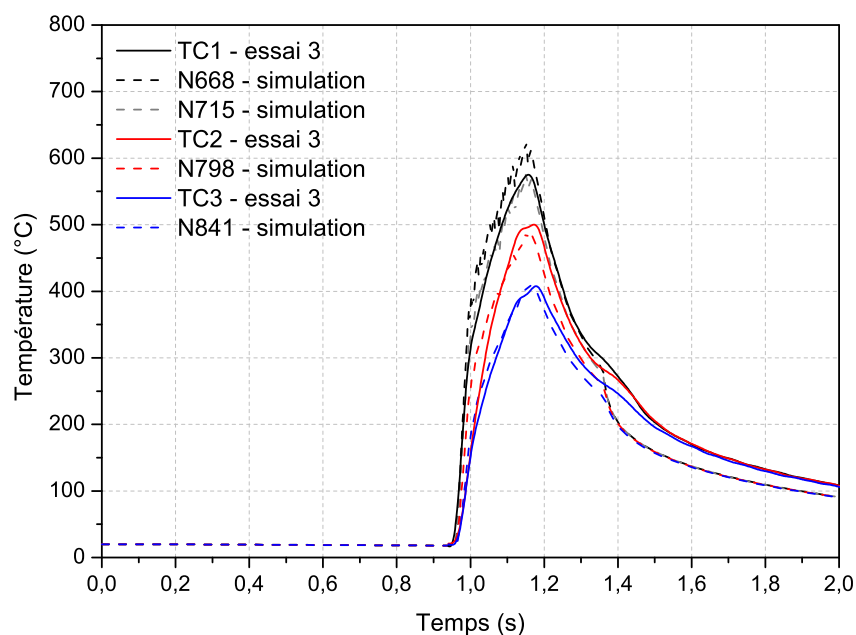


FIGURE 5.40 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées par TC1, TC2 et TC3 (essai 3) aux cinétiques prédites pour le cycle 1.

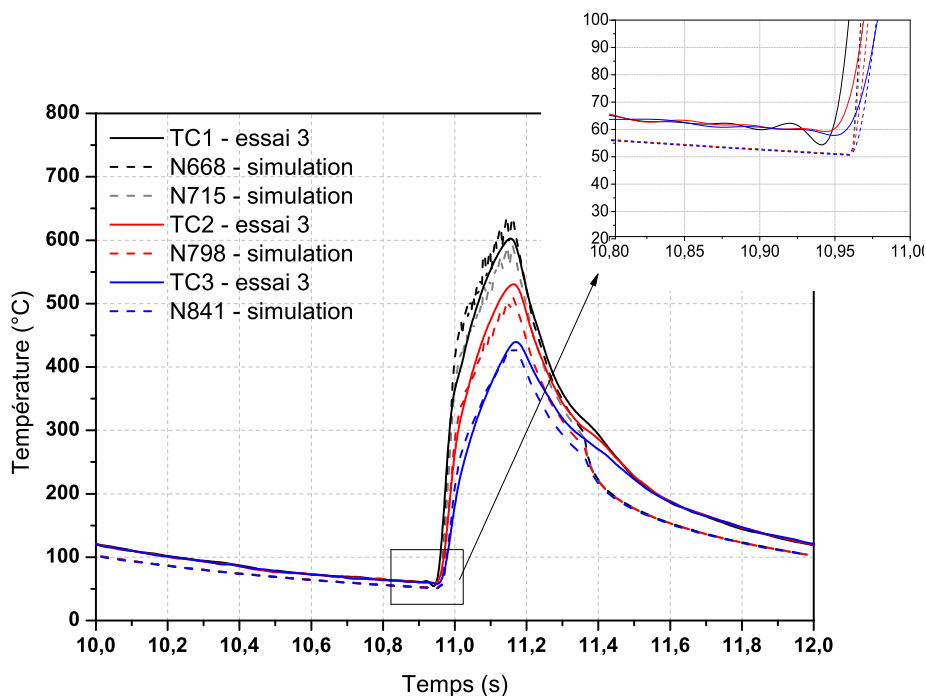


FIGURE 5.41 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées par TC1, TC2 et TC3 (essai 3) aux cinétiques prédites pour le cycle 6.

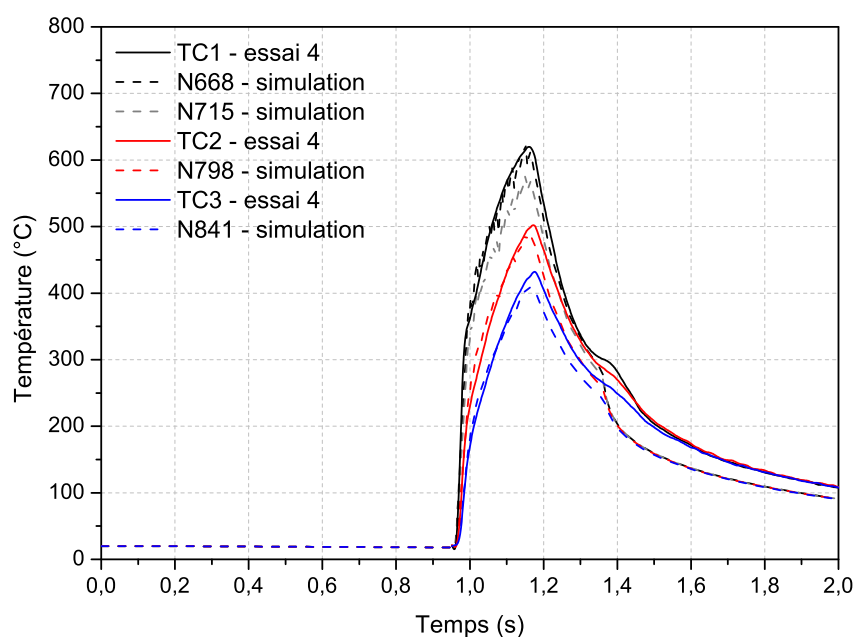


FIGURE 5.42 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées par TC1, TC2 et TC3 (essai 4) aux cinétiques prédites pour le cycle1.

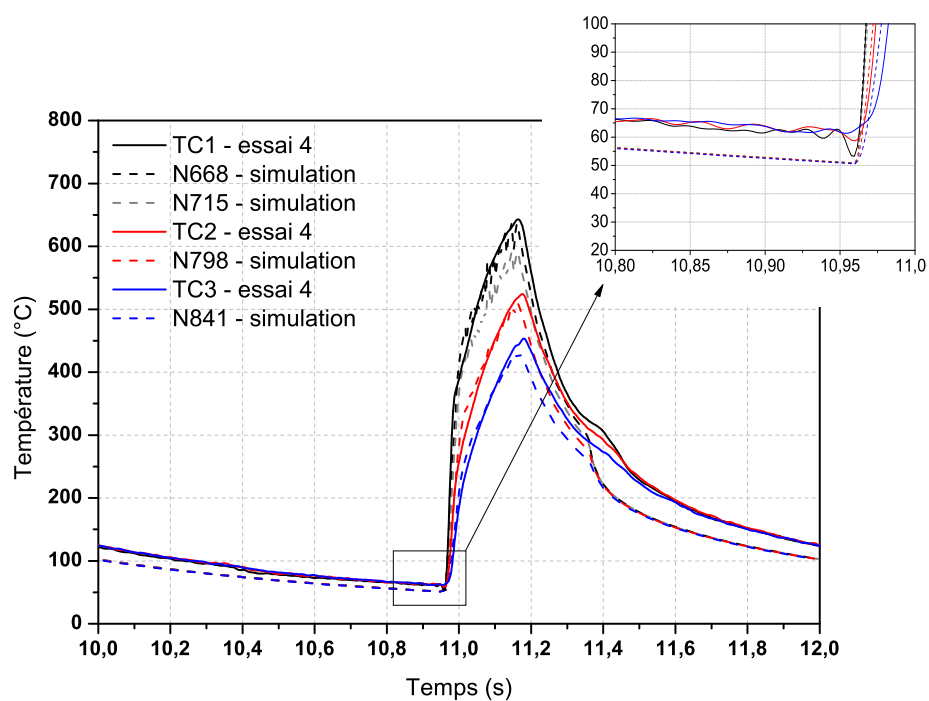


FIGURE 5.43 – Comparaison des cinétiques thermiques mesurées par TC1, TC2 et TC3 (essai 4) aux cinétiques prédites pour le cycle 6.

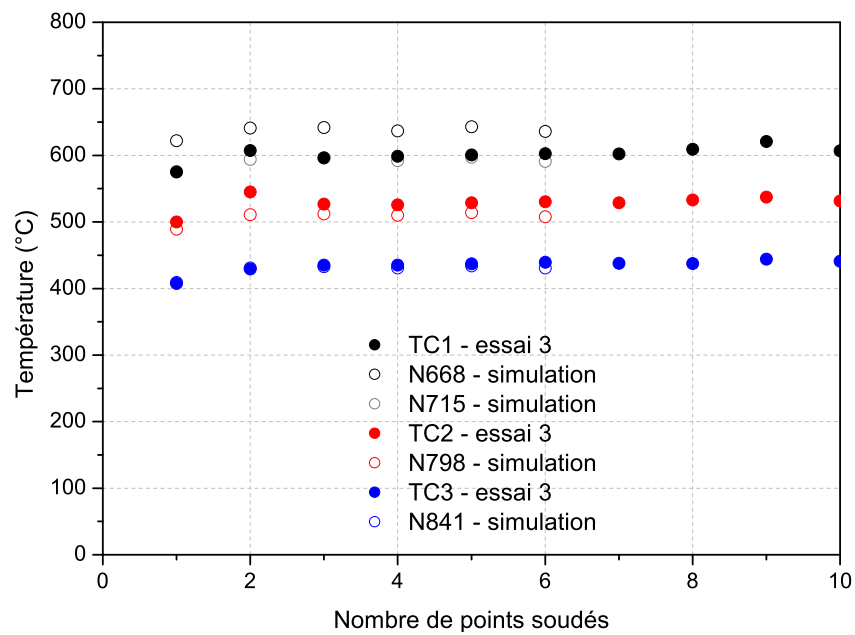


FIGURE 5.44 – Comparaison des évolutions des températures maximales calculées et mesurées (essai 3).

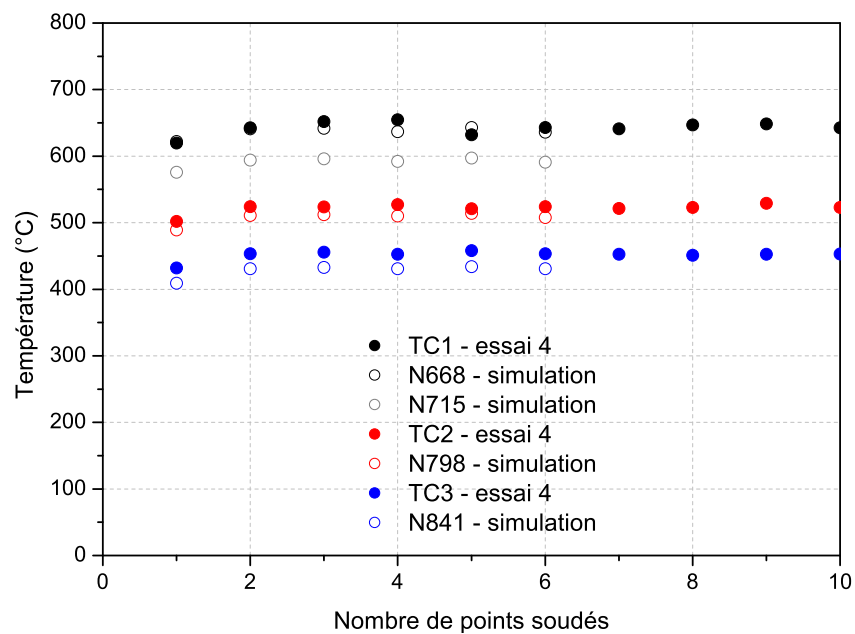


FIGURE 5.45 – Comparaison des évolutions des températures maximales calculées et mesurées (essai 4).

Pour les cycles 2 à 5, les figures 5.44 et 5.45 comparent les températures maximales calculées à celles mesurées respectivement lors des essais 3 et 4. Dans les deux cas, les évolutions des températures mesurées et calculées au niveau des thermocouples TC2 et TC3 sont quasiment identiques. En ce qui concerne TC1, les valeurs simulées sont comprises dans l'intervalle de températures relevé entre les nœuds N668 et N715 qui correspond au gradient de la zone de mesure du thermocouple.

Malgré les forts gradients thermiques et les incertitudes du positionnement des thermocouples, le modèle prédit très correctement les niveaux de températures lors d'une séquence de soudage. On peut cependant noter que le modèle a tendance à légèrement sous-estimer la température minimale à l'issue de chaque point soudé. On peut s'interroger donc sur la capacité qu'aura le modèle à prédire au delà des 6 premiers points l'évolution monotone croissante des températures maximales observée expérimentalement. Ce point devra être vérifié lorsque les difficultés numériques rencontrées avec ce modèle auront été résolues.

5.3.1.2 Comparaison des cinétiques de formation du noyau

La comparaison des cinétiques de formation du noyau expérimentales et calculées permet de vérifier si les phénomènes électriques et thermiques dans les tôles sont correctement modélisés, dans la mesure où les électrodes sont chauffées indirectement par contact avec les tôles. Dans ce paragraphe, cette comparaison est effectuée seulement pour le premier point soudé puisque expérimentalement nous avons ces résultats qu'au premier et au 100^{ème} point soudé.

Les figures 5.46, 5.47 et 5.48 présentent ces résultats. En simulation, la zone fondue (ZF) apparaît dès la 4^{ème} période de soudage et expérimentalement elle est détectée lors de la 6^{ème} période mais apparaît très certainement entre la 4^{ème} et la 5^{ème} période. L'évolution du diamètre est bien prédite car le diamètre calculé se situe dans l'incertitude expérimentale. En revanche des différences plus importantes sont relevées pour l'évolution de l'épaisseur du noyau. Le calcul sur-estime cette épaisseur à la 6^{ème} et la 10^{ème} période. Au niveau de la zone affectée thermiquement (ZAT), peu de différences sont observées entre la simulation et l'expérience. Globalement les gradients de températures sont modélisés de façon très satisfaisante dans les tôles.

5.3.1.3 Comparaison du profil de l'indentation de la tôle à froid

Au plan mécanique, seules les déformations résiduelles au niveau de la tôle sont comparées après le premier point soudé. La figure 5.49 présente une coupe macrographique du premier point soudé à partir de laquelle on obtient l'indentation de la tôle après soudage. Sur cette même figure est représentée en pointillé l'indentation de la tôle obtenue en simulation numérique. L'épaisseur de la tôle au centre du noyau ainsi que la hauteur des bourrelets situés au niveau de la ZAT sont correctement modélisées. Ainsi, le modèle permet d'avoir une bonne corrélation entre les déformations calculées et celles obtenues par les expériences.

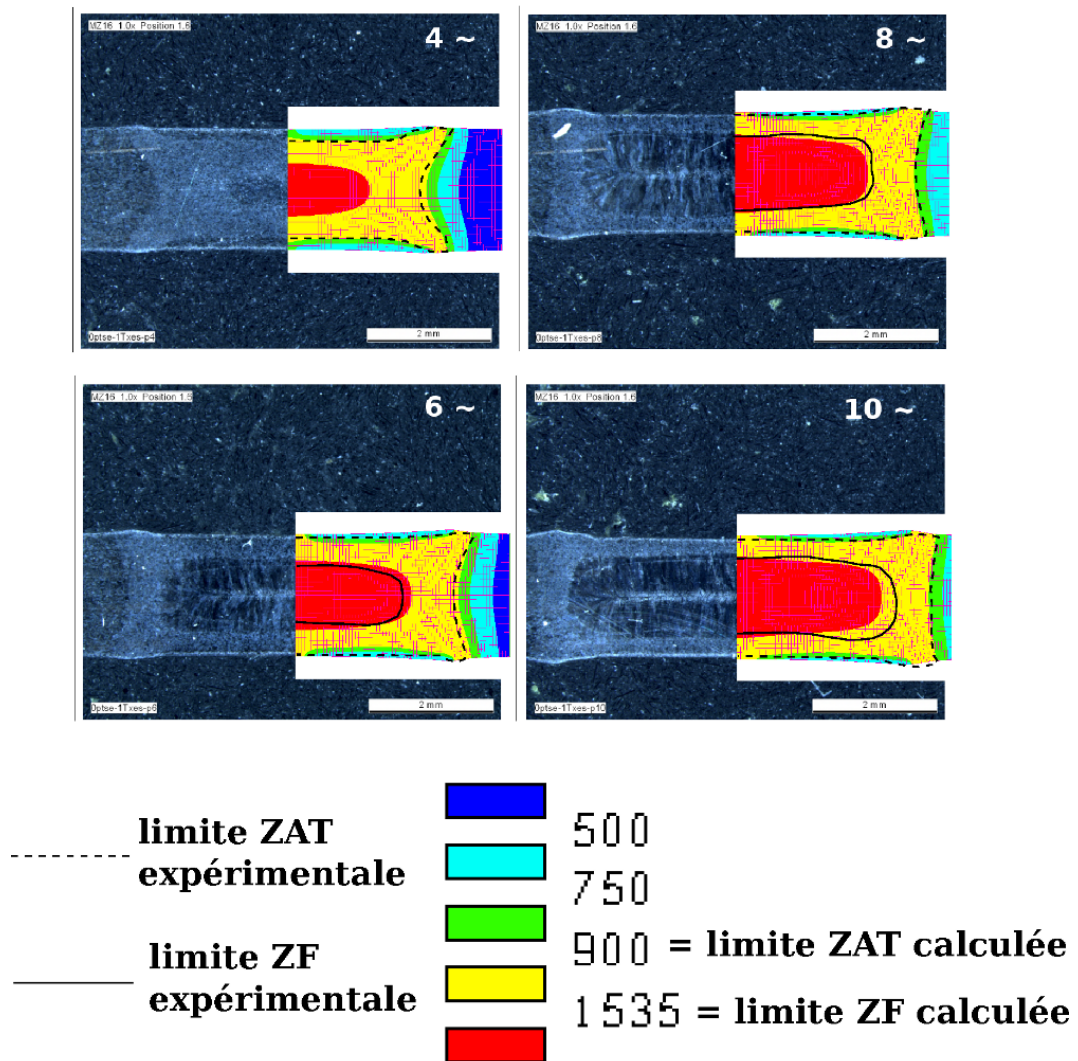


FIGURE 5.46 – Comparaison des cinétiques de formation du noyau expérimentales et calculées.

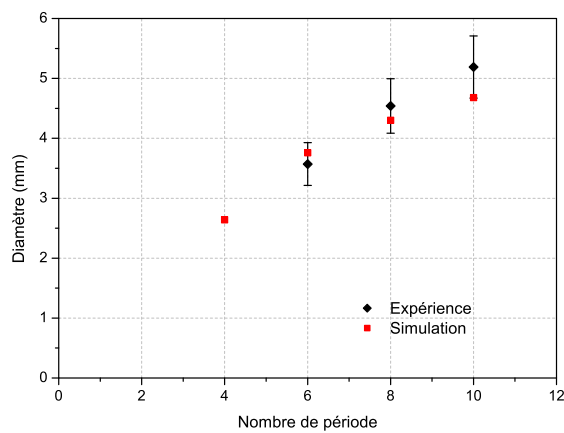


FIGURE 5.47 – Comparaison des évolutions expérimentales et calculées du diamètre du noyau.

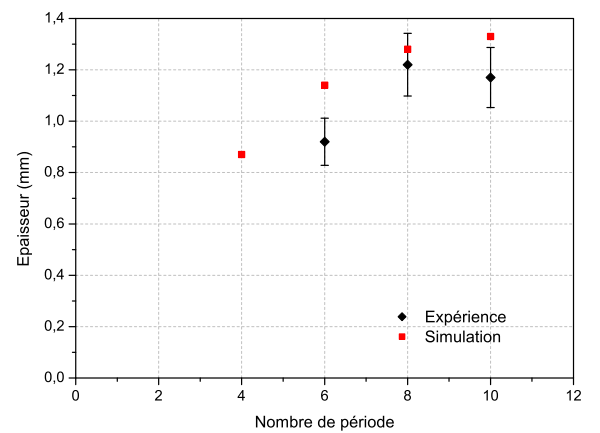


FIGURE 5.48 – Comparaison des évolutions expérimentales et calculées de l'épaisseur du noyau.

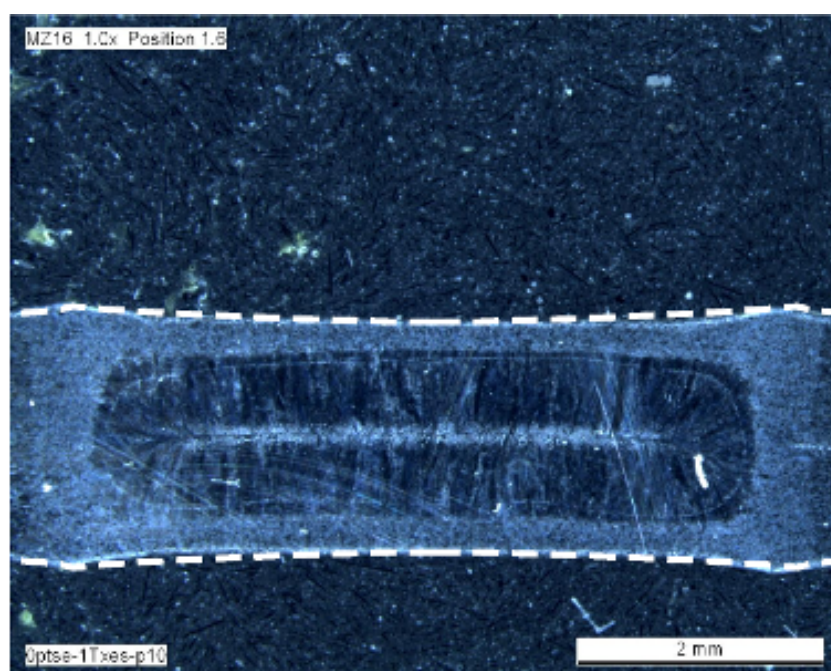


FIGURE 5.49 – Comparaison du profil de l'indentation de la tôle après le cycle 1.

5.3.2 Analyse des premiers résultats

5.3.2.1 Déformation de la face active de l'électrode

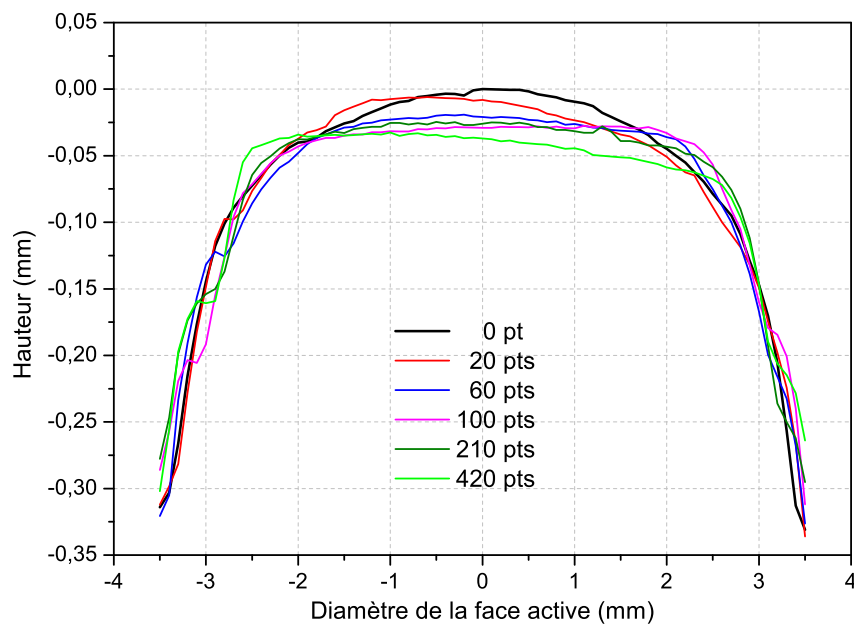


FIGURE 5.50 – Evolutions expérimentales du profil 2D des électrodes avec le nombre de points soudés.

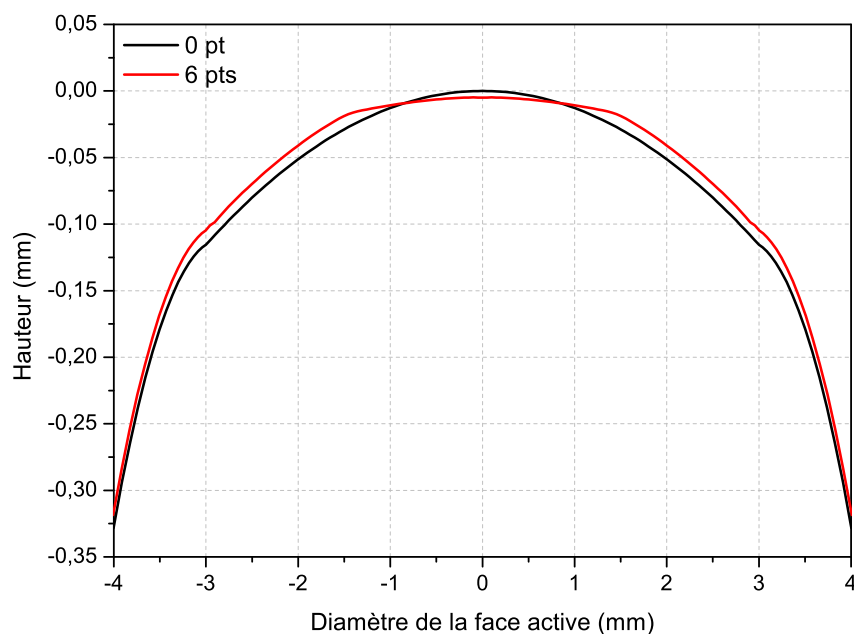


FIGURE 5.51 – Comparaison entre le profil 2D initial de la face active d'une électrode neuve et le profil déformé calculé après 6 points soudés.

Lors des essais de soudage sur l'assemblage d'une tôle double non revêtue de 2mm d'épaisseur, seuls les profils avant soudage et après 20, 60, etc points soudés sont relevés. Les profils entre 0 et 20 n'ont pas été réalisés pour limiter le nombre d'essais de soudage et expérimentalement peu de différences sont observées entre le profil d'une électrode neuve et celui d'une électrode qui a soudé 20 points (Figure 5.50). Par contre l'aplatissement s'effectue entre le premier et le 60^{ème} point et se manifeste par l'apparition d'un méplat.

Malgré le nombre insuffisant de points soudés calculés, il est possible d'observer les tendances (figure 5.51). Après 6 points soudés, un méplat au niveau du centre de la face active commence à se former. La matière est repoussée vers le pourtour du méplat. Ces observations semblent cohérentes avec les essais de soudage.

5.3.2.2 Analyse des pressions au contact électrode/tôle

La figure 5.52 représente les évolutions des contraintes axiales σ_{22} dans les éléments de la tôle sous la surface de contact E/T lors de la phase de soudage (entre 0,96s et 1,16s). Ces contraintes correspondent aux pressions de contact à l'interface E/T. Au tout début de la phase de soudage, les pressions de contact sont très élevées (environ $-450MPa$) et le rayon de contact est d'environ (1,25mm). Ensuite les pressions de contact diminuent au fur et à mesure que le rayon de contact E/T augmente.

On précise que ce sont les fortes pressions enregistrées au début de la phase de soudage qui justifient que les RCE(E/T) et RCT(E/T) sont négligées pour les calculs avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ et avec une électrode convexe. En effet les valeurs des résistances de contact électriques et thermiques mesurées à 80MPa (chapitre 2) ne peuvent être utilisées qu'avec une configuration de soudage avec des électrodes à face active plate.

Il est intéressant d'observer l'évolution des pressions de contact E/T (contrainte principale σ_{22} dans les éléments de la tôle sous la surface de contact E/T) lors de la phase de forgeage entre 1,16s et 1,36s (figure 5.53). Au bout de quelques périodes durant la phase de forgeage, les pressions de contact deviennent nulles au centre de la face active et très élevées sur le pourtour. Ce phénomène est consécutif au décollement progressif de l'électrode et de la tôle (figure 5.54), en raison des retraits thermiques dans l'électrode et la tôle. Ce décollement entraîne un défaut de refroidissement de la tôle pendant le forgeage.

Enfin un calcul préliminaire des vitesses de déformation plastique le long de l'axe de l'électrode indiquent qu'elles appartiennent à la gamme des vitesses de déformation testées (cf. 2.5.2) pour l'identification du modèle mécanique, ce qui justifie a posteriori le choix de ces dernières.

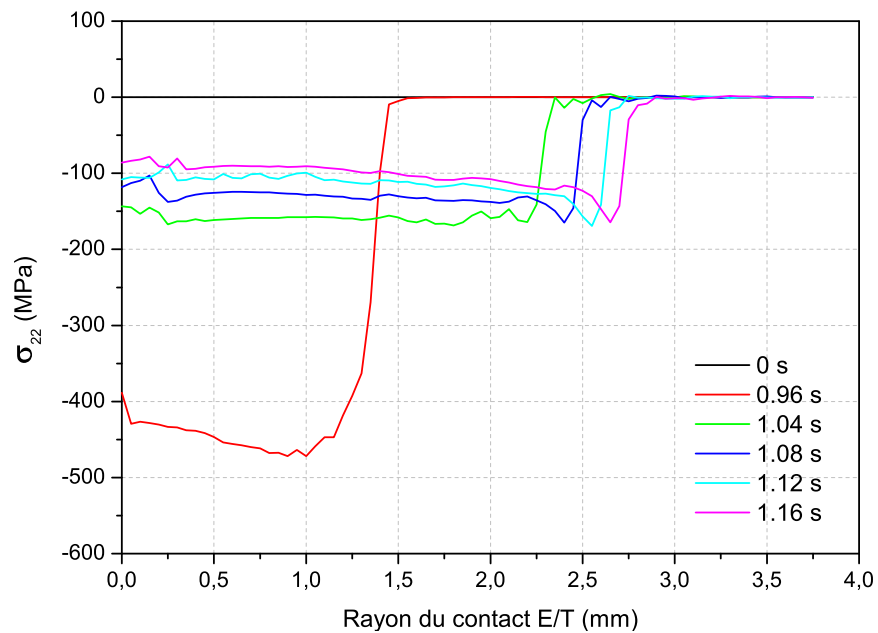


FIGURE 5.52 – Evolutions des pressions au contact E/T (contrainte principale σ_{22} dans les éléments de la tôle sous la surface de contact E/T) lors de la phase de soudage (entre 0,96s et 1,16s) pour le point soudé n°1.

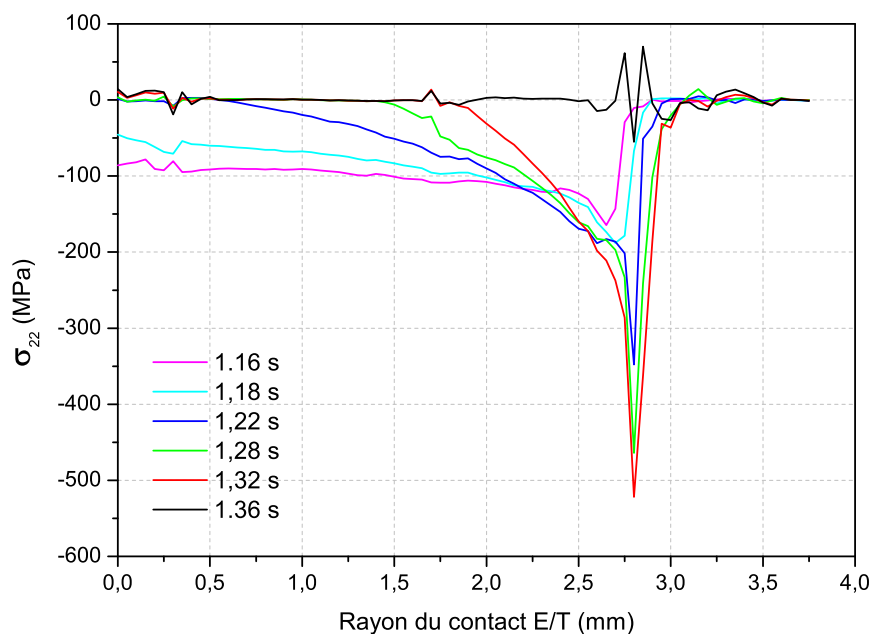


FIGURE 5.53 – Evolutions des pressions au contact E/T (contrainte principale σ_{22} dans les éléments de la tôle sous la surface de contact E/T) lors de la phase de forgeage (entre 1,16s et 1,36s) pour le point soudé n°1.

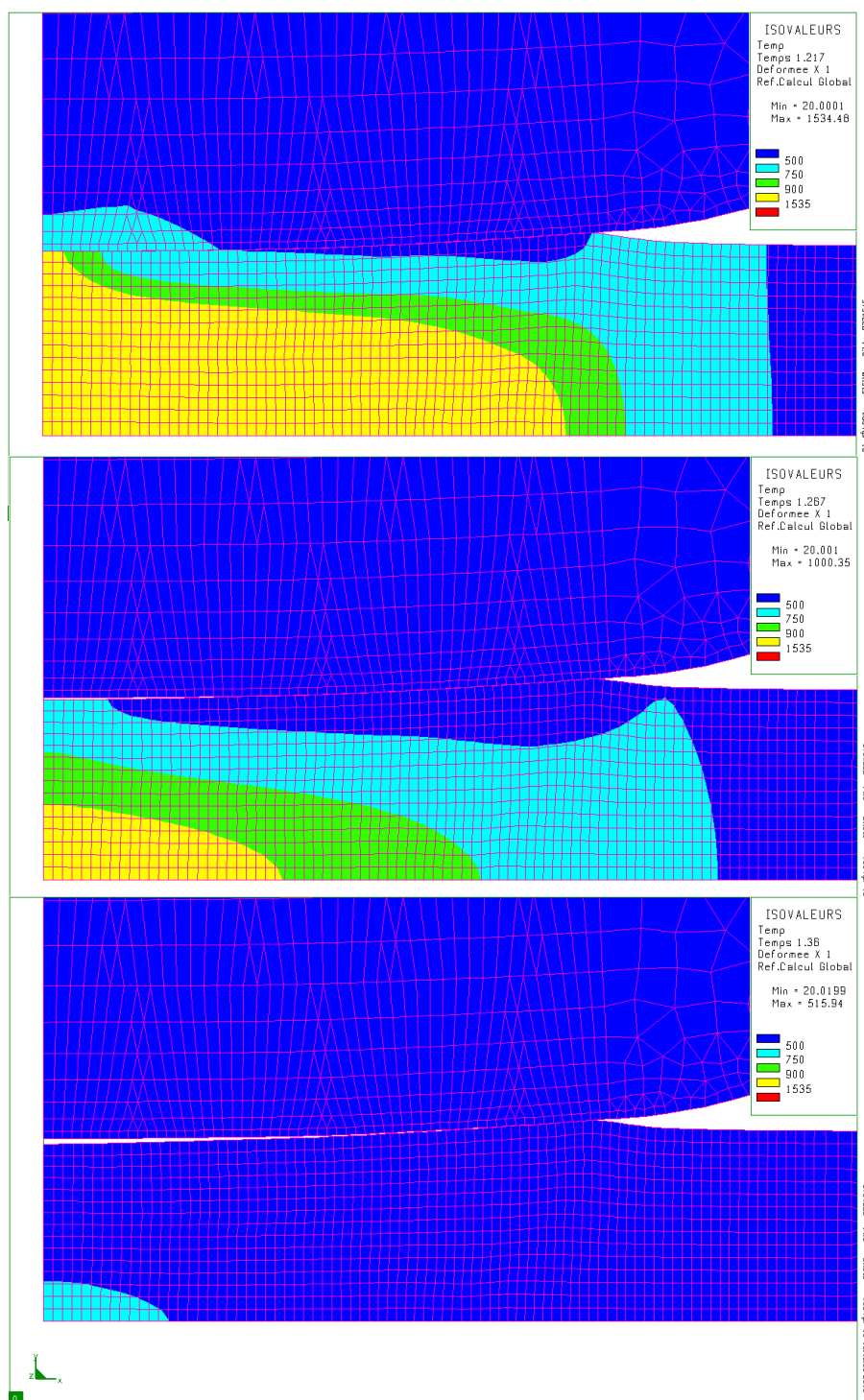


FIGURE 5.54 – Evolutions de la déformée lors de la phase de forgeage.

5.3.2.3 Anomalies observées au niveau de la thermique

Un première anomalie provient de l'observation des isovaleurs de température à la fin de toutes les phases de soudage (figures 5.55 et 5.56). Au niveau de l'axe de révolution, le noyau est légèrement plus épais et les températures sont plus élevées au niveau de l'axe coté tôle. Coté électrode une sous estimation des températures est observée à proximité de l'axe de révolution. A priori ces observations sont liées à l'annulation du contact électro-thermique entre les éléments de contact coté électrode et coté tôle près de l'axe. Au niveau de l'interface E/T, le contact électro-thermique entre les éléments coté électrode et coté tôle est établi, si l'effort normal de contact entre ces éléments calculé lors de l'analyse mécanique est non nul. Or l'effort normal de contact ne peut pas être nul en fin de soudage puisque la contrainte σ_{22} est uniforme dans les éléments de la tôle sous la surface de contact et vaut $-100MPa$ à $t = 1,16s$ (figure 5.52). Il semble donc y avoir un dysfonctionnement au niveau du contact mécanique.

Un deuxième défaut qui est à l'origine de nombreux problèmes de divergence des calculs numériques est le bruit observé sur les températures lors de la phase de soudage au contact E/T (figure 5.57). Le bruit apparait à partir de $400^{\circ}C$. Les changements de pente observés se produisent à certains pas de couplage entre un calcul mécanique et un calcul thermique. La prise en compte des déformations du maillage pendant ce calcul qui permet de tenir compte de l'augmentation du rayon de contact E/T provoque ce bruit. Chaque changement brusque de températures pose des problèmes de convergence des calculs.

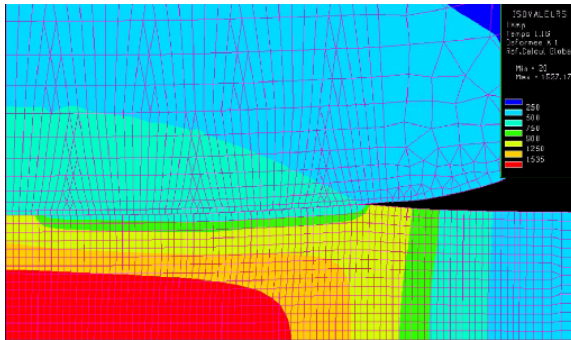


FIGURE 5.55 – Isovaleurs des températures à la fin de la phase de soudage du cycle 1.

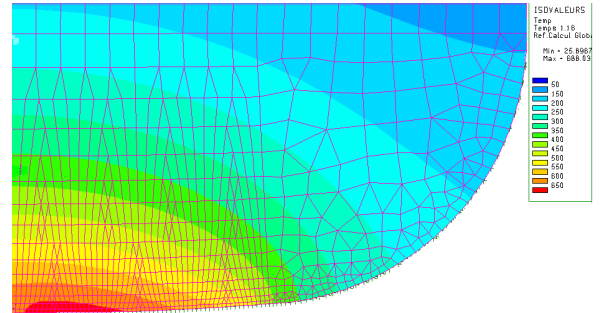


FIGURE 5.56 – Zoom sur les isovaleurs de température proches de la face active de l'électrode.

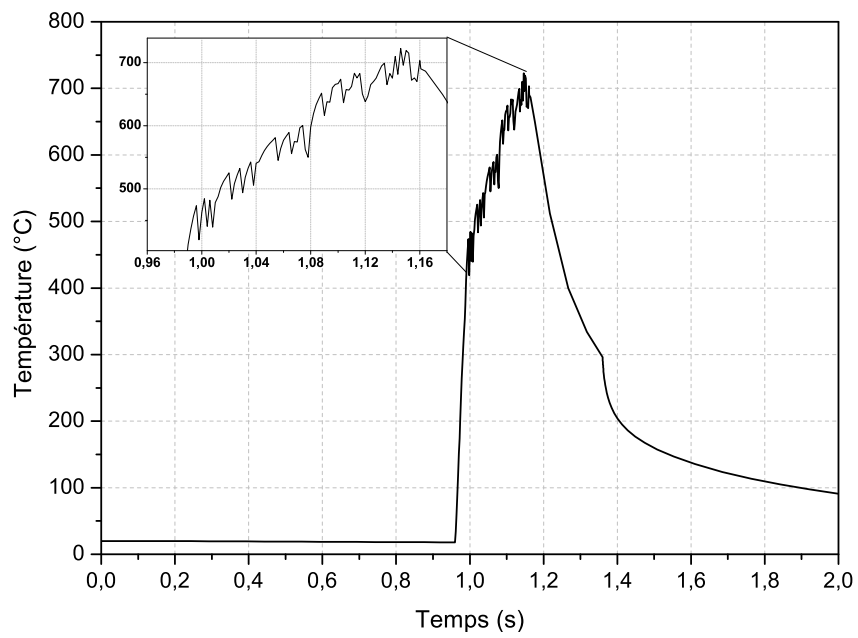


FIGURE 5.57 – Evolution de la température au N342 lors d'un cycle de soudage (en simulation).

5.3.3 Bilan et perspectives

Dans le cadre de cette étude, seuls six points soudés ont pu être simulés avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$. Cependant les premiers résultats obtenus sont encourageants. Au plan thermique, le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ décrit mieux les évolutions de température au cours d'une séquence de soudage que le modèle ETM^{al} . Le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ décrit bien la cinétique de formation du noyau (ZF) dans la tôle. Au plan mécanique, même si le nombre de points simulés est insuffisant pour faire une comparaison pertinente avec les essais de soudage, les tendances observées sont intéressantes. En effet la modélisation des déformations des électrodes montre que leur face active commence à s'aplatir dès le premiers points comme ce qui a été observé lors des essais de soudage. Ces premiers résultats viennent contredire certaines affirmations dans la littérature [Babu et al., Chicago, Illinois, 2004] qui jugent impossible une telle modélisation en 2004. Ce sont les évolutions conjuguées des performances des moyens de calculs (logiciels et stations de calculs) qui ont permis d'effectuer ces simulations du soudage par point aujourd'hui. Cependant ce n'est qu'un premier pas, car il faudrait simuler au moins une centaine de points soudés avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ pour obtenir les résultats attendus en termes de déformations des profils des faces actives.

Actuellement le nombre de points simulables à l'aide du modèle $ETM^{al}M^{ec}$ est limité au plan numérique. Ce modèle tient compte de l'augmentation du rayon de contact E/T lors de la phase de soudage ce qui permet d'avoir une bonne description des températures. Néanmoins l'analyse mécanique qui est couplée séquentiellement au calcul électro-thermo-métallurgique provoque des discontinuités dans le champ de température qui font diverger les calculs. Les difficultés numériques sont donc aujourd'hui bien identifiées et devraient pouvoir être résolues dans l'avenir. D'autre part le recours à une machine plus puissante ou la conduite du calcul avec une version parallélisée (Multi-Processus) du code Sysweld devraient aussi permettre de diminuer les temps de calculs et de parvenir à simuler une centaine de points.

Quand ces difficultés seront résolues, le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ pourra être validé en comparant les déformations simulées avec les profils usés des électrodes obtenus après plusieurs dizaines de points soudés lors de la campagne d'essais réalisée dans le cadre de ce travail. Ensuite à partir des champs thermiques simulés dans les électrodes, il sera aussi possible de calculer les profils de dureté dans celles-ci avec la loi métallurgique JMAK pour confronter ces résultats numériques avec les expériences.

Ces résultats permettront d'établir un lien ou non entre le vieillissement et la déformation des électrodes, en d'autres termes de savoir si le vieillissement joue un rôle primordial sur la déformation. Après validation du modèle de soudage $ETM^{al}M^{ec}$, une optimisation plus précise des paramètres procédé pourrait être envisagée pour minimiser le vieillissement des électrodes et la déformation des faces actives. On pourrait vérifier également si l'influence de l'adoucissement du matériau sur les propriétés physiques doit être prise en compte de manière plus fine dans le modèle. Actuellement les conductivités thermique et électrique dépendent uniquement de la température. Or les résultats issus des mesures de ces propriétés ont mis en évidence une influence de l'adoucissement qui est faible, mais dont l'influence sur les champs de températures est à ce jour non connue.

Enfin une loi de comportement plus complète pour la résistance de contact électrique E/T devrait être développée. Cette nouvelle loi dépendrait de la pression (dans des gammes de pressions plus réalistes vis à vis du procédé) en plus de la température. Aujourd'hui le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ ne prend pas en compte le phénomène de laitonnage dans la dégradation des embouts de soudage malgré l'importance de ce phénomène. Pour tenir compte du rôle du zinc dans les mécanismes de vieillissement, il pourrait être envisagé que la loi de comportement pour la RCE E/T dépende aussi de la pollution ce qui est aujourd'hui difficile d'un point de vue numérique. Cette solution semble néanmoins plus réaliste que d'intégrer au modèle de soudage un modèle de diffusion pour simuler le laitonnage.

5.4 Conclusion

Deux modèles ont été mis en oeuvre dans le cadre de ces travaux pour modéliser le vieillissement des électrodes lors du soudage par points. Le modèle ETM^{al} qui ne tient pas compte des aspects mécaniques donne néanmoins des évolutions de dureté satisfaisantes malgré les différences observées au plan thermique. Un plan factoriel complet, réalisé avec le modèle ETM^{al} et qui actuellement ne peut pas être réalisé avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$, a montré que la durée de soudage et l'intensité du courant sont les paramètres qui influencent le plus les températures et l'adoucissement des électrodes. Cet adoucissement provoque une chute des propriétés mécaniques ce qui doit favoriser et donc accélérer la déformation des électrodes lors du soudage.

A ce jour, les résultats attendus au plan mécanique n'ont pas été obtenus à cause des problèmes numériques rencontrés dans une telle modélisation qui couple les phénomènes électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques mis en jeu lors du soudage par point. Cependant le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ corrige les différences de températures révélées dans la comparaison du modèle ETM^{al} et des essais de soudage et montre des tendances intéressantes au plan mécanique. Les perspectives de validation et d'amélioration de ce modèle ont pu par ailleurs être dressées.

Conclusion Générale

Le soudage par point est utilisé par l'industrie automobile pour assembler des tôles minces en acier. L'accumulation des points de soudage entraîne un vieillissement des électrodes qui est particulièrement aggravé dans le cas du soudage de tôles galvanisées et à haute limite d'élasticité. Les mécanismes de dégradation sont complexes et font intervenir l'adoucissement de l'alliage (lié à son état de précipitation), la fatigue thermo-mécanique, la contamination par le zinc...

Dans ce contexte cette étude apporte des éléments permettant d'avoir une meilleure compréhension des mécanismes de dégradation des électrodes et d'évaluer la contribution respective des principaux paramètres contrôlant la durée de vie des électrodes.

Dans ce travail, les électrodes étudiées sont celles utilisées dans les usines PSA où des problèmes relatifs au vieillissement prématuré des électrodes de soudage sont régulièrement constatés sur les lignes de production. La revue bibliographique a ainsi montré que la dégradation des embouts de soudage a pour conséquence une diminution de la qualité des points soudés, un remplacement prématuré des électrodes et une usure accélérée des outils de rodage, tout particulièrement dans le cas du soudage de tôles revêtues. Il est en effet nécessaire d'incrémenter le courant de soudage pour compenser les déformations de la face active des électrodes, mais cela entraîne une dérive thermique des électrodes. Il faut également roder la face active des électrodes tous les 420 points soudés sur tôles revêtues contre 800 sur tôles nues dans les usines PSA. Après une dizaine de rodages le remplacement des électrodes est inévitable. Depuis plusieurs années des améliorations sont proposées comme l'optimisation de la forme des électrodes, ou encore le dépôt d'un revêtement sur leur surface. Des études sur l'utilisation de nouveaux matériaux (type cuivre à dispersion d'oxydes) pour fabriquer les électrodes ont aussi été entreprises mais à ce jour les constructeurs automobiles européens n'ont pas choisi cette solution coûteuse. L'axe principal pour améliorer la durée de vie des électrodes reste l'optimisation des paramètres procédés pour minimiser les températures des électrodes lors du soudage.

D'importantes investigations expérimentales ont été menées dans cette étude pour caractériser les propriétés physiques et le comportement mécanique du CuCr1Zr. Des traitements thermiques ont permis d'obtenir des états microstructuraux représentatifs des électrodes en fin de vie pour mettre en évidence les évolutions microstructurales intervenant dans les électrodes en cours du soudage et étudier leur influence sur les caractéristiques thermo-mécaniques et thermo-physiques. Le CuCr1Zr dans son état trempé revenu possède de bonnes caractéristiques mécaniques. Les traitements de sur-revenu provoque l'adoucissement du matériau (dureté Vickers divisée par deux) et les propriétés mécaniques chutent fortement. Les propriétés physiques sont quant à elles peu affectées par l'adoucissement du CuCr1Zr. Les mesures de résistance de contact électrique ont mis en évidence l'importance de l'oxydation des électrodes sur les valeurs mesurées.

Suite à cette campagne de caractérisation il a été choisi, pour la simulation numérique, de ne pas coupler l'évolution de la résistivité électrique et de la conductivité thermique avec les évolutions microstructurales. Seules les propriétés mesurées en fonction de la température sur les échantillons trempés revenus ont été prises en compte. L'ensemble des résultats des essais thermo-mécaniques a permis d'identifier les paramètres de la loi de comportement mécanique qui prend en compte l'évolution des propriétés mécaniques avec la température et la microstructure au travers d'une variable d'adoucissement.

Une campagne d'essais de soudage a mis en évidence que l'usure des profils des électrodes s'effectue en deux temps. Tout d'abord le mécanisme de déformation se produit entre le premier et le 100^{ème} point soudé que ce soit pour les tôles nues ou revêtues. La déformation de la face active des électrodes est probablement favorisée par l'adoucissement du CuCr1Zr qui se produit plus ou moins rapidement selon les paramètres et l'assemblage utilisés. Les profils de dureté se stabilisent aux environs de 100 points soudés. Dans le cas où les tôles sont revêtues, l'usure du profil se poursuit au-delà de 100 points. C'est le mécanisme d'érosion lié à la diffusion du zinc dans le cuivre qui est alors à l'origine de cette dégradation. Les températures mesurées lors des essais sont d'environ 700°C à 0,5mm de la face active des électrodes. À de telles températures l'adoucissement fait chuter la limite d'élasticité du CuCr1Zr en quelques minutes voir quelques secondes pour des températures supérieures à 750°C. Afin de déterminer si l'adoucissement joue un rôle fondamental ou non dans le mécanisme de déformation, il est nécessaire de développer des modèles numériques pour mieux comprendre ces mécanismes de dégradation des électrodes.

Le procédé de soudage par point met en jeu des phénomènes électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques qui sont fortement couplés. De plus l'aspect cyclique lié à la répétition des points soudés complexifie les modèles numériques. Pour répondre à la nécessité de simuler numériquement l'enchaînement de plusieurs points de soudage tout en évitant des temps de calcul prohibitifs, deux modèles ont été utilisés.

Le premier est le modèle ETM^{al} (électro-thermo-métallurgique) qui ne tient pas compte des aspects mécaniques.

Le deuxième est le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ (électro-thermo-métallurgique-mécanique) qui permet de calculer les déformations plastiques dans l'électrode consécutives au vieillissement des embouts au cours d'une séquence de soudage. Pour rendre compte au mieux des conséquences de l'adoucissement des électrodes et calculer précisément les déformations des faces actives, le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ tient compte de l'évolution du comportement thermomécanique du CuCr1Zr avec la température et avec les évolutions microstructurales.

Ces modèles développés ont permis de simuler numériquement la dégradation des électrodes. L'adoucissement du CuCr1Zr avec l'accumulation des points soudés est pris en compte mais les mécanismes de dégradation associés à la diffusion du zinc dans les électrodes ne sont pas modélisés.

En ce qui concerne les conditions aux limites, les contacts avec les tôles, les échanges avec l'air ambiant et ceux avec l'eau du circuit de refroidissement ont été pris en compte. Un coefficient d'échange permet de calculer le flux de chaleur évacué pour modéliser le système de refroidissement des électrodes. Les évolutions des $RCE(E/T)$ et $RCT(E/T)$ en fonction de la température ont été également prises en compte. La configuration académique de la tôle unique a été retenue pour simplifier les simulations numériques en s'affranchissant de l'interface T/T. Les modèles de soudage ont été effectués à l'aide du logiciel aux éléments finis Sysweld. Des procédures informatiques de résolution en langage SIL ont dû être développées afin de simuler numériquement plusieurs points soudés.

Le modèle ETM^{al} , qui ne tient pas compte des aspects mécaniques, prédit néanmoins des évolutions de dureté satisfaisantes malgré les différences observées au plan thermique. Un plan factoriel complet, réalisé avec le modèle ETM^{al} et qui actuellement ne peut pas être réalisé avec le modèle $ETM^{al}M^{ec}$, a montré que la durée de soudage et l'intensité du courant sont les paramètres qui influencent le plus les températures et l'adoucissement des électrodes. Cet adoucissement provoque une chute des propriétés mécaniques ce qui doit favoriser et donc accélérer la déformation des électrodes lors du soudage. A ce jour, les résultats attendus au plan mécanique avec le modèle complet n'ont pas été obtenus à cause des problèmes numériques rencontrés dans une telle modélisation qui couple les phénomènes électriques, thermiques, métallurgiques et mécaniques mis en jeu lors du procédé. Cependant le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ corrige les différences de températures révélées dans la comparaison du modèle ETM^{al} et des essais de soudage et montre des tendances intéressantes au plan mécanique.

Une fois les difficultés numériques résolues, le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ devrait permettre de calculer les déformations de la face active et les profils de dureté dans les électrodes au cours d'une séquence de soudage de plus d'une centaine de points soudés. Ces résultats seront par la suite confrontés aux expériences pour valider ce modèle. In fine ce modèle établira le lien entre l'adoucissement du CuCr1Zr et la déformation des électrodes. Après validation du modèle, une optimisation plus précise des paramètres procédé pourrait être envisagée pour minimiser le vieillissement des électrodes et la déformation des faces actives.

Par ailleurs le modèle $ETM^{al}M^{ec}$ pourra être complété par l'introduction d'une loi de comportement pour la résistance de contact électrique qui dépendrait de la pression (dans des gammes de pressions plus réalistes vis à vis du procédé) en plus de la température. Enfin la prise en compte du phénomène de laitonnage dans la dégradation des électrodes s'annonce délicate d'un point de vue numérique. En effet il faudrait parvenir à simuler l'enlèvement de matière associé au laitonnage, mais aussi à faire dépendre la résistance de contact thermique avec la pollution par le zinc. Ces perspectives d'évolutions du modèle à long terme présentent cependant de l'intérêt pour modéliser de façon plus pertinente la thermique des électrodes dans le cas du soudage plus fréquent des tôles galvanisées.

Bibliographie

- Norme DIN17672 - Norme allemande - Deutsches Kupferinstitut DIN17672, pp. 1-8., a.
- Norme E.34.03.180.G PSA Peugeot Citroën : Soudage électrique par résistance - techniques de soudage - spécifications générales, 2001, b.
- Norme NF EN ISO 18278-2 - Norme AFNOR - méthodes alternatives d'évaluation des tôles d'acier pour le soudage par points, 2005, c.
- Notice d'utilisation de l'appareil netzsch lfa 457 - version 5.2.0, 2010.
- Sysweld, base de données du logiciel sysweld, 2012., a.
- Sysweld, manuel de référence sysweld, 2012., b.
- D. Arias and J. Abriata. *ASM Handbook : Alloy phase diagrams*, volume 3. 1992.
- N. Athi, J. Cullen, M. Al-Jader, S. Wylie, A. Al-Shamma'a, A. Shaw, and M. Hyde. Experimental and theoretical investigations to the effects of zinc coatings and splash on electrode cap wear. *Measurement*, 42 :944–953, 2009.
- S. Babu, M. Santella, and W. Peterson. Modelling resistance spot welding electrode life. In *AWS Welding Shows*, Chicago, Illinois, 2004.
- S. S. Babu, M. L. Santella, Z. Feng, B. W. Riemer, and J. W. Cohron. An empirical model of the effects of pressure and temperature on electrical contact resistance of metals. *Science and Technology of Welding and Joining*, 6 :127–132, 2001.
- I. Batra, G. Dey, U. Kulkarni, and S. Banerjee. Microstructure and properties of a Cu-Cr-Zr alloy. *Journal of Nuclear Materials*, 299 :91–100, 2001.
- I. Batra, G. Dey, U. Kulkarni, and S. Banerjee. Precipitation in a Cu-Cr-Zr alloy. *Materials Science and Engineering*, 356 :32–36, 2002.
- K. Bentley, J. Greenwood, P. Knowlson, and R. Baker. Temperature distribution in spot welds. *British welding journal*, pages 613–619, 1963.
- R. Bowers, C. D. Sorensen, and T. W. Eagar. Electrode geometry in resistance spot welding. *Welding journal (supplement)*, s :45–51, 1990.
- G. Cailletaud and J. Chaboche. Macroscopic description of the microstructural changes induced by varying temperature : example of IN100 cyclic behaviour. *Proc. of ICM3*, ed. Miller & Smith, 2 :23, 1979.

- D. Carron, E. Gauthier, C. Pouvreau, P. Rogeon, P. Pilvin, J. Soigneux, and T. Lety. Modelling age hardening CuCr1Zr electrode alloy softening during resistance spot welding. *Solid State Phenomena*, 172-174 :857–862, 2011.
- D. Carron, P. Rogeon, I. Zavala, O. Asserin, A. Fontes, G. Saindrenan, and O. Gourbesville. Prédiction des distorsions dans le cas du soudage TIG de l'acier 17-4 PH – élaboration d'un modèle avec prise en compte des phénomènes de durcissement par précipitation. *Proceedings Matériaux 2006*, CM-05-0453, 2006.
- D. Chakrabarti and D. Laughlin. The Cr-Cu system. *Bulletin of alloys phase diagrams*, 1 : 59–68, 1984.
- D. Chakrabarti and D. Laughlin. *ASM Handbook : Alloy phase diagrams*, volume 3. 1992.
- K. Chan. *Weldability and degradation study of coated electrodes for resistance spot welding*. PhD thesis, University of Waterloo, Canada, 2005.
- A. Chbihi. *Etude de l'effet d'une déformation plastique préalable sur les transformations de phases dans les alliages modèles : CuCr et FePd*. PhD thesis, Université de Rouen, 2011.
- Z. Chen and Y. Zhou. Surface modification of resistance welding electrodes by electro-spark deposited composite coatings Part ii. : Metallurgical behavior during welding. *Surface & Coatings Technology*, 201 :2419–2430, 2006.
- J. Claeys, T. Dupuy, and P. Verrier. Soudage des tôles d'acier revêtues. *Techniques de l'Ingénieur*, BM 7771 :1–14, 2004.
- S. Dancette. *Comportement mécanique des soudures par point : mécanismes et stratégies de prédiction dans le cas des tôles en acier pour automobile*. PhD thesis, Institut National des Sciences Appliquées de Lyon, 2009.
- A. De, L. Dorn, and O. Gupta. Analysis and optimisation of electrode life for conventional and compound tip electrodes during resistance spot welding of electrogalvanised steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, 5 :49–57, 2000.
- M. Dehmas, P. Archambault, S. M., and E. Aeby-Gautier. Suivi des transformations de phase dans un alliage Al-Mn-Fe-Si lors du chauffage avant homogénéisation par méthodes in situ. 2002.
- D. Dickinson, C. Tsai, and V. Jammal. Modeling of resistance spot weld nugget growth – application for the automotive industry. In *International Congress and Exposition, Detroit, Michigan, Etats-Unis*, 1990.
- P. Dong, M. Li, and M. Kimchi. Finite element analysis of electrode wear mechanisms : face extrusion and pitting effects. *Science and Technology of Welding and Joining*, 3 :59–64, 1998.
- S. Dong and Y. Zhou. Effects of TiC composite coating on electrode degradation in micro-resistance welding of nickel-plated steel. *Metallurgical and materials transactions A*, 34A : 1502–1511, 2003.
- T. Dupuy. *La dégradation des électrodes lors du soudage par points de tôles d'acier zinguées*. PhD thesis, Ecole Nationale Supérieure des Mines de Paris, 1998.

- T. Eagar. Resistance welding : A fast, inexpensive and deceptively simple process. In *3rd International Conference on trends in Welding Research*, S.A. David and J.A. Vitek eds, Gatlinburg, TN Etats-Unis, 1992.
- Z. Feng, S. S. Babu, M. L. Santella, B. W. Riemer, and J. E. Gould. An incrementally coupled electrical-thermal-mechanical model for resistance spot welding. In *5th International Conference on Trends in Welding Research*, ASM International, Pine Mountain, GA, Etats-Unis, 1998.
- E. Feulvarch, V. Robin, and J. Bergheau. Resistance spot welding simulation : a general finite element formulation of electrothermal contact conditions. *Journal of Materials Processing Technology*, 153 :436–441, 2004.
- E. Feulvarch, P. Rogeon, P. Carré, V. Robin, and G. Sibilia. Resistance spot welding process : Experimental and numerical modeling of the weld growth mechanisms with consideration of contact conditions. *Numerical Heat Transfer, Part A*, 49 :345–367, 2006a.
- E. Feulvarch, P. Rogeon, P. Carré, P. Sibilia, and J. Bergheau. Modélisation du soudage par point : définition des conditions interfaciales et validation expérimentale. *Mécanique & Industries*, 7 :251–263, 2006b.
- T. Fujii, H. Nakazawa, M. Kato, and U. Dahmen. Crystallography and morphology of nanosized Cr particles in a Cu-0.2% Cr alloy. *Acta Materialia*, 48 :1033 – 1045, 2000.
- H. Fuxiang, M. Jusheng, N. Honglong, G. Zhiting, L. Chao, G. Shumei, Y. Xuetao, W. Tao, L. Hong, and L. Huafen. Analysis of phases in a Cu-Cr-Zr alloy. *Scripta Materialia*, 48 : 97–102, 2003.
- W. Gale and T. Totemeier. *Smithells Metals Reference Book, 8th Edition*. 2003.
- S. Gedeon and T. Eagar. Resistance spot welding of galvanized steel : Part 1. material variations and process modifications. *Metallurgical and Materials Transactions*, B,17 :879–885, 1986a.
- S. Gedeon and T. Eagar. Resistance spot welding of galvanized steel : Part 2. mechanisms of spot weld nugget formation. *Metallurgical and Materials Transactions*, B,17 :887–901, 1986b.
- J. E. Gould. An examination of nugget development during spot welding, using both experimental and analytical techniques. *Welding Journal*, 66 :1–10, 1987.
- J. E. Gould and W. Peterson. Analytical modelling of electrode wear occurring during resistance spot welding. *Science and Technology of Welding and Joining*, 13 :248–253, 2008.
- J. Greenwood. Temperature in spot welding. *British Welding Journal*, 6 :316–322, 1961.
- O. Grong. *Metallurgical Modelling of Welding*. The Institute of Materials, 1994.
- M. Hatakeyama, T. Toyama, J. Yang, Y. Nagai, M. Hasewaga, T. Okhubo, M. Eldrup, and B. Singh. 3D-AP and positron annihilation study of precipitation behavior in Cu-Cr-Zr alloy. *Journal of Nuclear Materials*, 386-388 :852–855, 2009.
- R. Holliday, J. Parker, and N. Williams. Electrode deformation when spot welding coated steel. *Welding in the world*, 35 :160–164, 1995.

- R. Holliday, J. Parker, and N. Williams. Relative contribution of electrode tip growth mechanisms in spot welding zinc coated steels. *Welding in the world*, 37 :186–193, 1996.
- U. Holzwarth, H. Stamm, M. Pisoni, A. Volcan, and R. Scholz. The recovery of tensile properties of CuCrZr alloy after hot isostatic pressing. *Fusion Engineering and Design*, 51-52 :111–116, 2000.
- Z. Hou, S. Kim, Y. Wang, C. Li, and C. Chen. Finite element analysis for the mechanical features of resistance spot welding process. *Journal of Materials Processing Technology*, 187 :160–165, 2007.
- M. Karlik and P. Hausild. Light and electron microscopy of alloy cuCr1Zr. *Czech Technical University in Prague Faculty of Nuclear Sciences and Physical Engineering, Dpt of Materials*, Report N° V-KMAT 845/12, Mai 2013.
- J. Khan, L. Xu, and Y. Chao. Prediction of nugget development during resistance spot welding using a coupled thermal-electrical-mechanical model. *Science and Technology of Welding and Joining*, 4 No. 4 :201–207, 1999.
- J. Khan, L. Xu, Y. Chao, and K. Broach. Numerical simulation of resistance spot welding process. *Numerical Heat Transfer, Part A : Applications*, 37 :425–446, 2000.
- E. Kim and T. Eagar. Transient thermal behavior in resistance spot welding. In *AWS Detroit Section Sheet Metal Welding Conference III, Southfield, MI*, 1988.
- M. Kondo, T. Konishi, K. Nomura, and H. KoKawa. Degradation mechanism of electrode tip during alternate resistance spot welding of zinc coated and uncoated steel sheets. *Science and Technology of Welding and Joining*, 15 :76–80, 2010.
- F. Krajcarz, A. Gourgues, V. Bochar, E. Lucas, and M. Bobadilla. Formation et solidification de la zone fondue en soudage par point : influence des paramètres de soudage. *MATERIAUX 2010, Nantes*, 18-22 octobre, 2010.
- X. Lai, A. Luo, Y. Zhang, and G. Chen. Optimal design of electrode cooling system for resistance spot welding with the response surface method. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 41 :226–233, 2009.
- G. Le Meur. *Etude de la condition de liaison thermique à une interface de contact solide-solide siège d’une dissipation par effet Joule : Application au soudage par point*. PhD thesis, Ecole Polytechnique de l’Université de Nantes, 2002.
- B. Leclercq. Etude du vieillissement d’électrode en alliage de cuivre en soudage par résistance. Master’s thesis, Université de Bretagne Sud, 2008.
- T. Lety, J. Soigneux, and S. Barbazanges. Enregistrement des cycles thermiques sur des embouts de soudage d’un poste robot à AN. Technical report, PSA Peugeot Citroën, 2007.
- H. Li, S. Xie, P. Wu, and X. Mi. Study on improvement of conductivity of Cu-Cr-Zr alloy. *J. Rare Metals*, 26 :124–130, 2007.
- M. Li and S. Zinkle. Physical and mechanical properties of copper and copper alloys. *Comprehensive Nuclear Materials*, 4 :667–690, 2012.

- A. Lodini. *Contribution à l'étude de la précipitation et de la redissolution dans les alliages à durcissement structural CuCrZr : comportement en soudage par faisceau d'électrons*. PhD thesis, Université de Reims, 1980.
- D. Marquis and H. Costa Mattos. Modeling of plasticity and aging as coupled phenomena. *Int J. of Plasticity*, 7 :865–877, 1991.
- A. Monnier. *Etude et simulation du soudage par résistance de matériaux de contact*. PhD thesis, Université de Paris-Sud XI, 2006.
- H. Murakawa and J. Zhang. FEM simulation of spot welding process (report 1)—effect of an initial gap on nugget formation. *Transactions of the Japan Welding Research Institute*, 27 : 75–82, 1998.
- O. Myrth and O. Grong. Process modelling applied to 6082-T6 aluminium weldment. *Acta Materialia*, 39 :2693–2702, 1991.
- H. Nied. The finite element modelling of resistance spot welding process. *Welding Journal*, 63 :123–132, 1984.
- J. Parker, N. Williams, and R. Holliday. Mechanisms of electrode degradation when spot welding coated steels. *Science and Technology of Welding and Joining*, 3 :65–74, 1998.
- P. Pilvin. Notice d'utilisation de SiDoLo - version 2.4495. Technical report, Laboratoire Génie Mécanique et Matériaux Université de Bretagne-Sud, 2003.
- G. Pintsuk, J. Blumm, W. Hohenauer, R. C. Hula, T. Koppitz, S. Lindig, D. Pitzer, M. Rhode, P. Schoderböck, T. Schubert, F. Tietz, and O. Wouters. Interlaboratory test on thermophysical properties of the ITER grade heat sink material copper-chromium-zirconium. *International journal of Thermophysics*, 31 :2147 – 2158, 2010.
- S. Preston, I. Bretherton, and C. Forty. The thermophysical and mechanical properties of the copper heat sink material intended for use in ITER. *Fusion Engineering and Design*, 66-68 : 441–446, 2003.
- W. Qi, J. Tu, F. Liu, Y. Yang, N. Wang, H. Lu, X. Zhang, S. Guo, and M. Liu. Microstructure and tribological behavior of a peak aged Cu-Cr-Zr alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 343 :89–96, 2003.
- Z. H. Rao, S. M. Liao, H. L. Tsai, P. C. Wang, and R. Stevenson. Mathematical modeling of electrode cooling in resistance spot welding. *Welding Journal*, 88 :111–119, 2009.
- R. Raelison. *Etude et modélisation des conditions interfaciales dans le procédé de soudage par résistance par point de tôles revêtues*. PhD thesis, Université de Bretagne Sud, 2010.
- R. Raelison, A. Fuentes, P. Rogeon, P. Carre, T. Loulou, D. Carron, and F. Dechalotte. Contact conditions on nugget development during resistance spot welding of Zn coated steel sheets using rounded tip electrodes. *Journal of Materials Processing Technology*, 212 :1663–1669, 2012.
- R. Raelison, A. Fuentes, C. Pouvreau, P. Rogeon, P. Carre, and F. Dechalotte. Modeling and numerical simulation of the resistance spot welding of zinc coated steel sheets using rounded tip electrode : Analysis of required conditions. *Appl. Math. Modeling*, 38 :2505–2521, 2014.

- V. Robin, A. Sanchez, T. Dupuy, J. Soigneux, and J. Bergheau. Numerical simulation of spot welding with special attention to contact conditions. In *Mathematical Modelling of Weld Phenomena 6, The Institute of Materials, London (Graz-Seggau, Austria, October 2001)*, 2002.
- J. Robson and A. Sullivan. Process model for strength of age hardenable aluminium alloy welds. *Materials Science and Technology*, 22 :146–152, 2006.
- P. Rogeon, P. Carre, J. Costa, G. Sibilia, and G. Saindrenan. Characterization of electrical contact conditions in spot welding assemblies. *Journal of Materials Processing Technology*, 195 :117–124, 2008.
- P. Rogeon, R. Raoelison, P. Carre, and F. Dechalotte. A microscopic approach to determine electro-thermal contact conditions during resistance spot welding process. *Journal of Heat Transfer*, 131,2 :022101.1–022101.11, 2009.
- E. Sarrazin. *Modélisation du soudage d'aluminium*. PhD thesis, Ecole Polytechnique, 1995.
- H. Shercliff, M. Russel, T. Adam, and T. Dickerson. Microstructural modelling in friction stir welding of 2000 series aluminium alloys. *Mecanique et Industries*, 6 :25–35, 2005.
- G. Sibilia. *Modélisation du soudage par point : Influence des conditions interfaciales sur le procédé*. PhD thesis, Ecole Polytechnique de l'Université de Nantes, 2003.
- B. N. Singh, D. J. Edwards, M. Eldrup, and P. Toft. Effects of heat treatments and neutron irradiation on microstructures and physical and mechanical properties of copper alloys. *Journal of Nuclear Materials*, 249 :1 – 16, 1997.
- B. N. Singh, D. J. Edwards, M. Eldrup, and P. Toft. Effect of bonding and bakeout thermal cycles on the properties of copper alloys irradiated at 350°C. *Journal of Nuclear Materials*, 295 :1 – 15, 2001.
- C. Srikunwong. *Modélisation du procédé de soudage par point*. PhD thesis, Ecole des Mines de Paris, 2005.
- J. Su, Q. Dong, P. Liu, H. Li, and B. Kang. Research on aging precipitation in a Cu-Cr-Zr-Mg alloy. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 392 :422–426, 2005.
- Y. Tanaka, M. Sakaguchi, H. Shirosawa, M. Miyahara, and S. Nomura. Electrode life in resistance spot welding of zinc plated steel sheets. *International Journal of Materials & Product Technology*, 2 :64–74, 1987.
- E. Thieblemont. *Modélisation du soudage par résistance par points*. PhD thesis, Institut National Polytechnique de Lorraine, 1992.
- P. Thornton, A. Krause, and R. Davies. Contact resistances in spot welding. *Welding Journal*, 75 :402–412, 1996.
- C. Tsai, W. Dai, D. Dickinson, and J. Papritan. Analysis and development of a real-time control methodology in resistance spot welding. *Welding Research Supplement*, s :339–351, 1991.
- M. Vogler and S. Sheppard. Electrical contact resistance under high loads and elevated temperatures. *Welding Journal*, 72 :231–238, 1993.

- S. Wang and P. Wei. Modeling dynamic electrical resistance during resistance spot welding. *Journal of Heat Transfer*, 123 :576–585, 2001.
- J. Wisniewski. *Modélisation thermomécanique de la fissuration à chaud en soudage par faisceau d'électrons d'un alliage CuCrZr*. PhD thesis, Université de Bretagne Sud, 2009.
- K. Yeung and P. H. Thornton. Transient thermal analysis of spot welding electrodes. *Welding Journal (supplement)*, s :1–6, 1999.
- I. Zavala. *Prédiction des distorsions dans le cas du soudage TIG de l'acier 17-4PH*. PhD thesis, Université de Bretagne Sud, 2005.
- H. Zhang and J. Senkara. *Resistance Welding : Fundamentals and Applications*. CRC Press, 2006.
- J. Zou, Q. Zhao, and Z. Chen. Surface modified long-life electrode for resistance spot welding of Zn-coated steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 209 :4141–4146, 2009.

Annexes

Annexe A

Modélisation du comportement des tôles en acier extra doux lors du soudage par point

A.1 Présentation de l'acier extra doux

Dans cette étude, l'unique acier utilisé est un acier extra doux. Cet acier est très peu allié, laminé à froid et possède de bonnes propriétés pour l'emboutissage [Sibilia, 2003]. Sa dénomination est la nuance ES. PSA désigne cet acier XSG ou XES selon que les tôles soient respectivement revêtues (galvanisées) ou non.

PSA ne fait pas de distinction entre les deux types d'acier de la nuance ES : les aciers dits IF "interstitial Free" plutôt utilisés pour fabriquer les tôles en acier XSG et les aciers dits non IF utilisés pour les tôles XES. Dans tous les cas, les campagnes de caractérisation [Thieblemont, 1992], [Sibilia, 2003], [Sys, a] menées pour déterminer les propriétés de l'acier ES ne différencient pas les aciers IF des non IF.

C	Si	Mn	S	P	Ni	Cu	Cr	Mo	Al	Ti	Nb	V	Fe
0,003	0,004	0,11	0,007	0,014	0,017	0,013	0,015	0,004	0,014	0,067	0,002	0,003	balance

TABLE A.1 – Composition des tôles en acier XSG IF (% pds) [Sibilia, 2003].

C	Si	Mn	S	P	Ni	Cu	Cr	Mo	Al	Ti	Nb	V	Fe
0,05	0,003	0,25	0,009	0,011	0,03	0,016	0,02	0,004	0,055	0,001	0,001	0,001	balance

TABLE A.2 – Composition des tôles en acier XES non IF (% pds) [Sibilia, 2003].

A.2 Description des différents modèles

A.2.1 Modèle Electro-thermique

A.2.1.1 Equation électrocinétique

Les phénomènes électriques, dans un domaine Ω de frontière $\partial\Omega$, sont décrits par l'équation électrocinétique. Cette loi établit la distribution du courant au sein du domaine :

$$\text{div} (\sigma_{el} \overrightarrow{\text{grad}} V) = 0 \quad (\text{A.1})$$

Avec : σ_{el} , la conductivité électrique ($\Omega.m^{-1}$) ; V , le potentiel électrique (V).

La source de chaleur par effet Joule dans le domaine Ω s'exprime par :

$$Q = \overrightarrow{\text{grad}}(V) \sigma_{el} \overrightarrow{\text{grad}}(V) \quad (\text{A.2})$$

A.2.1.2 Equation de conduction thermique

Les transferts thermiques sont supposés transitoires et conductifs purs dans le domaine Ω . La variation d'énergie interne est égale à la somme de la dissipation par conduction et de l'énergie générée Q . Contrairement à ce qui est fait pour les électrodes, la formulation enthalpique de l'équation modélisant les transferts de chaleur est utilisée. Cette formulation permet de rendre compte des différentes chaleurs latentes dues aux changements de phases.

$$\rho^{vol} \frac{\partial H(T)}{\partial t} = \text{div}(\lambda(T) \overrightarrow{\text{grad}} T) + Q \quad (\text{A.3})$$

Avec : ρ^{vol} , la masse volumique ($kg.m^{-3}$) ; H , l'enthalpie massique ($J.kg^{-1}$) ; λ , la conductivité thermique ($W.m^{-1}.K^{-1}$) ; Q , le terme source volumique par effet Joule ($W.m^{-3}$).

A.2.1.3 Couplage fort entre les phénomènes électrique et thermique

Avec le logiciel éléments finis SYSWELD, il est possible de résoudre simultanément les équations électriques et thermiques. Si des transformations métallurgiques sont utilisées, les propriétés physiques dépendant alors de la température et des différentes phases selon des lois de mélange linéaires :

$$\lambda(p_i, T) = \sum_{phases} p_i \lambda_i(T) \quad (\text{A.4})$$

$$\rho^{vol}(p_i, T) = \sum_{phases} p_i \rho_i^{vol}(T) \quad (\text{A.5})$$

$$H(p_i, T) = \sum_{phases} p_i H_i(T) \quad (\text{A.6})$$

Avec : p_i , proportion de la phase i (%); λ_i , la conductivité thermique de la phase i ($W.m^{-1}.K^{-1}$); ρ_i^{vol} , la masse volumique de la phase i ($kg.m^{-3}$); H_i , l'enthalpie massique de la phase i ($J.kg^{-1}$).

En tout point du domaine Ω , l'équation de conservation A.3 peut s'écrire :

$$\sum_{phases} p_i \rho_i^{vol}(T) \frac{\partial H_i(T)}{\partial t} + \sum_{phases} \frac{\partial p_i}{\partial t} \rho_i^{vol}(T) H_i = div \left(\sum_{phases} p_i \lambda_i(T) \overrightarrow{grad T} \right) + Q \quad (A.7)$$

A.2.2 Modèle Métallurgique des tôles

La loi de Johnson-Mehl-Avrami-Kolmogorov (JMAK) sous sa forme différentielle est utilisée pour décrire les réactions diffusionnelles dans les aciers :

$$\frac{dp_i}{dt} = n \left(\frac{P_{eq_i} - p_i}{t_{r_i}} \right) \left[\ln \left(\frac{P_{eq_i}}{P_{eq_i} - p_i} \right) \right]^{\frac{n_i - 1}{n_i}} \quad (A.8)$$

Avec : p_i , proportion de la phase i transformée à l'instant t ; P_{eq_i} , proportion maximale de phase i qui peut-être transformée; t_{r_i} et n_i , paramètres fonction de la température associés aux cinétiques de changement de phase.

Dans Sysweld, t_r est défini sous la forme suivante :

$$t_r = \frac{\tau(T)}{f(\dot{T})} \quad (A.9)$$

Avec $\tau(T)$ qui représente un temps caractéristique pour lequel la proportion de phase transformée tend vers l'équilibre, et $f(\dot{T})$ est un coefficient d'ajustement avec la vitesse de chauffage ou refroidissement.

La transformation martensitique au refroidissement est décrite par la loi de Koistinen-Marburger (KM) :

$$p_M(T) = p_A [1 - \exp(-k(M_s - T))] \quad \forall T < M_s \quad (A.10)$$

Avec : p_M , proportion de martensite formée à la température T ; p_A , proportion d'austénite restant à transformer à $T = M_s$; M_s , température de début de transformation martensitique; k , coefficient définissant la fin de la transformation.

Sous forme différentielle, l'équation A.10 s'écrit :

$$\frac{dp_M}{dt} = (p_M - p_A) k \frac{dT}{dt} \quad \dot{T} < 0 \quad (A.11)$$

Les paramètres des lois JMAK et KM sont issues de la base de données SYSWELD [Sys, b] et des travaux de Sibilia [Sibilia, 2003].

A.2.3 Modèle Mécanique des tôles

Dans le cadre du soudage par point, les variations de températures dans les assemblages sont très importantes (de l'ambiante à des températures supérieures à la température de fusion de l'acier). Il est donc nécessaire d'identifier les paramètres de lois de comportement mécanique sur une large gamme de température, notamment dans des domaines de températures où des

phénomènes visqueux peuvent se produire. Cependant, Srikunwong [Srikunwong, 2005] a montré que les phénomènes visqueux dans les tôles peuvent être négligés en première approximation. Une loi de comportement élasto-plastique à écrouissage isotrope qui tient compte de l'évolution des phases métallurgiques est donc utilisée dans les modèles numériques de soudage RSW.

La déformation équivaut à la somme des contributions élastique, plastique et thermique :

$$\varepsilon = \varepsilon^e + \varepsilon^{th} + \varepsilon^p \quad (\text{A.12})$$

La partie élastique de la déformation est calculée à partir de la loi de Hooke généralisée d'un milieu élastique linéaire isotrope :

$$E(T) \varepsilon^e = [1 + \nu(T)] \sigma - \nu(T) \text{Tr}(\sigma) I \quad (\text{A.13})$$

Avec $E(T)$ le module de Young, $\nu(T)$ le coefficient de Poisson et I le tenseur d'ordre 2 unité.

Pour tenir compte des variations de volume dues aux changements de phase, les déformations thermiques dépendent des proportions de phases. Elles sont définies comme la somme des déformations thermiques de chacune des phases et sont pondérées par leurs proportions respectives :

$$\varepsilon^{th} = \sum_{\text{phases}} p_i \varepsilon_i^{th}(T) \quad \text{avec } \varepsilon_i^{th}(T) = \alpha_i(T)(T - T_{ref})I \quad (\text{A.14})$$

Avec p_i = proportion de la phase i ; $\alpha_i(T)$ = coefficient de dilatation de la phase i ; T_{ref} = température de référence à laquelle la dilatation thermique est nulle ; I = tenseur unité.

La loi de comportement doit être décrite pour chacune des phases. La limite d'élasticité est obtenue par une loi de mélange linéaire dans le cas d'un mélange entièrement ferritique (uniquement les phases α : ferrite, bainite et martensite) [Sys, b] :

$$\sigma_y^\alpha(T) = \sum_{\text{phases}} p_i \sigma_i^\alpha(T) \quad (\text{A.15})$$

Avec σ_y^α = limite d'élasticité du mélange des phases ferritiques ; p_i = proportion de la phase ferritique i ; σ_i^α = limite d'élasticité de la phase ferritique i .

Dans le cas d'un mélange de phases ferritiques et austénitiques (γ), la limite d'élasticité est calculée par une loi de pondération non linéaire [Sys, b] :

$$\sigma_y(T) = g(x) \sigma_y^\gamma(T) + (1 - g(x)) \sigma_y^\alpha(T) \quad (\text{A.16})$$

Avec σ_y = limite d'élasticité du mélange austéno-ferritique ; $g(x)$ = fonction non linéaire qui dépend de la proportion (x) de la phase austénitique [Sys, b] ; σ_y^γ = limite d'élasticité de l'austénite.

Le critère de plasticité isotrope de Von Mises avec écrouissage isotrope est utilisé. Ce critère permet de déterminer le niveau de contrainte à partir duquel le matériau passe d'un comportement élastique à plastique. La fonction de charge du critère de plasticité s'écrit alors :

$$f(\sigma, R) = \sigma_{eq} - \sigma_y - R \quad (\text{A.17})$$

Avec σ_y = limite d'élasticité; R = écrouissage isotrope.

σ_{eq} est la contrainte équivalente de Von Mises. Elle correspond au deuxième invariant du déviateur des contraintes :

$$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} \sigma' : \sigma'} \quad \text{avec } \sigma' = \sigma - \frac{1}{3} \text{tr}(\sigma) I \quad (\text{A.18})$$

A.3 Propriétés thermo-physiques et thermo-mécaniques de l'acier doux

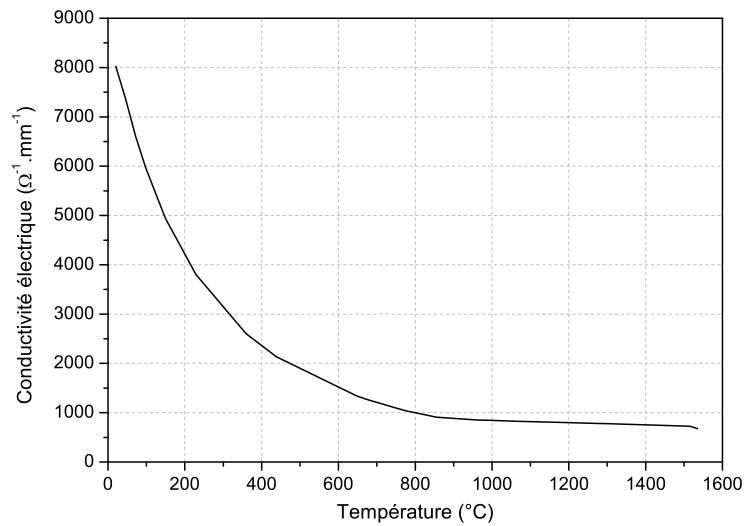


FIGURE A.1 – Conductivité électrique des tôles en acier de la nuance ES [Sibilia, 2003].

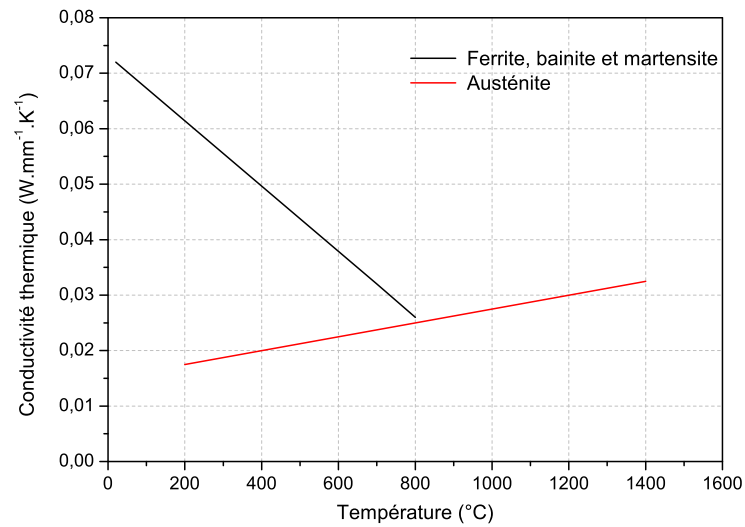


FIGURE A.2 – Conductivité thermique des phases ferrite, bainite, martensite et austénite [Sibilia, 2003].

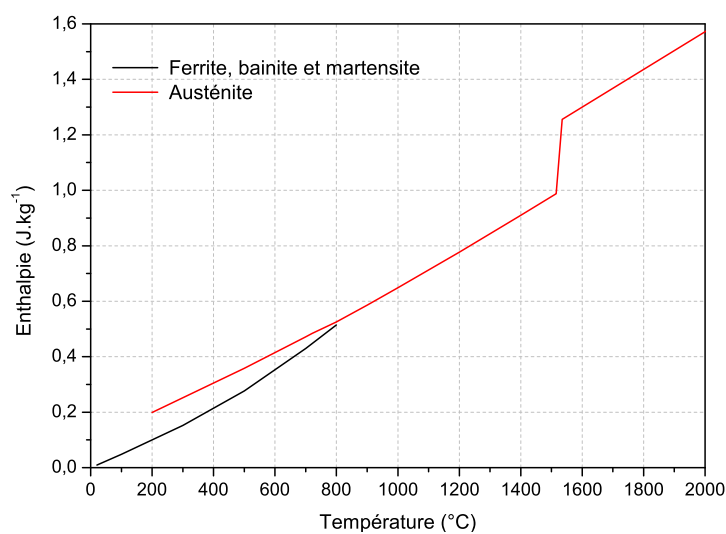


FIGURE A.3 – Enthalpie des phases ferrite, bainite, martensite et austénite [Sibilia, 2003].

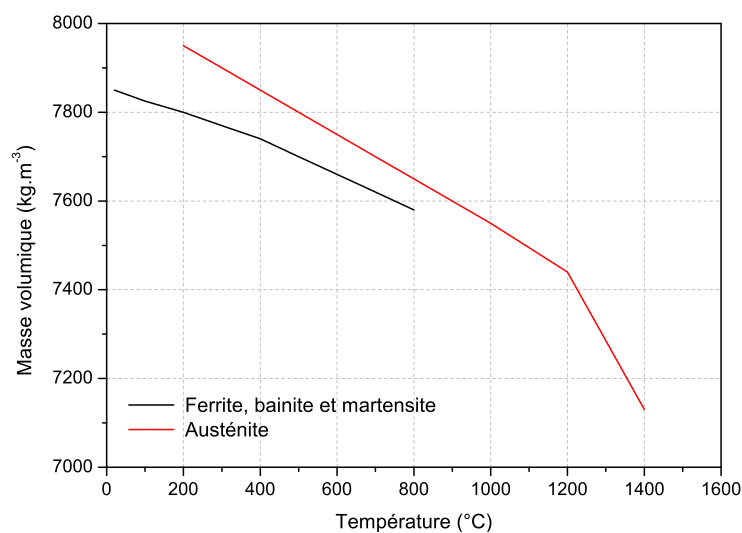


FIGURE A.4 – Masse volumique des phases ferrite, bainite, martensite et austénite [Sibilia, 2003].

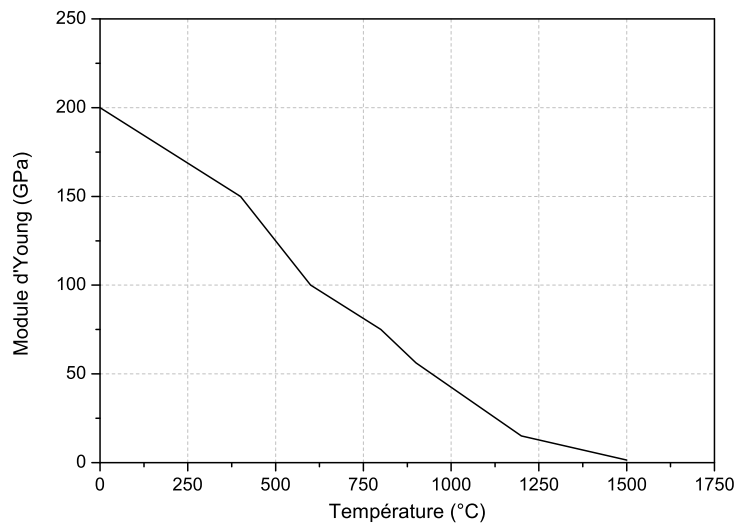


FIGURE A.5 – Module d'Young des tôles en acier de la nuance ES [Sibilia, 2003].

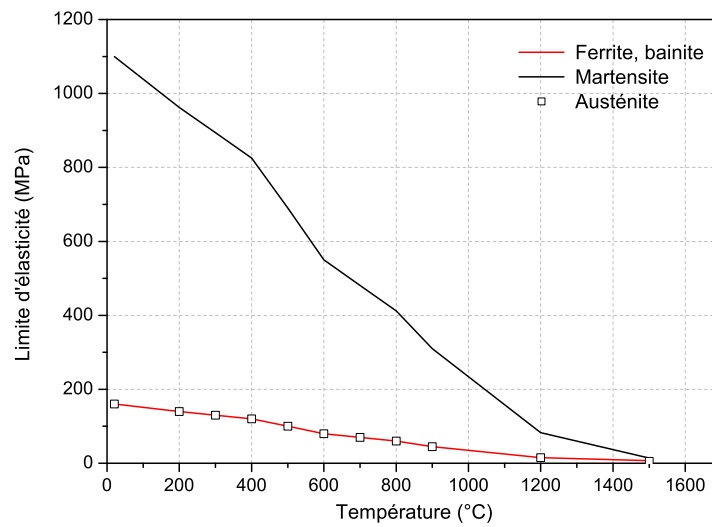


FIGURE A.6 – Limite d'élasticité des phases ferrite, bainite, martensite et austénite [Sibilia, 2003].

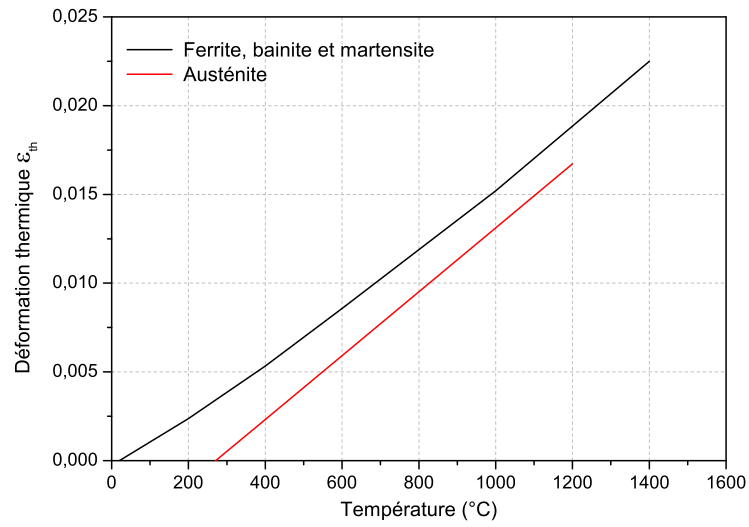


FIGURE A.7 – Déformation thermique des phases ferrite, bainite, martensite et austénite [Sibilia, 2003].

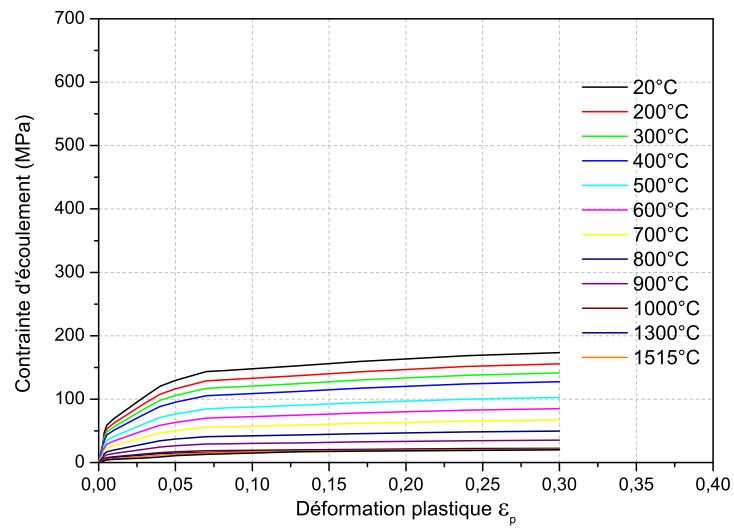


FIGURE A.8 – Ecrouissage à différentes températures de la phase austénite [Sibilia, 2003].

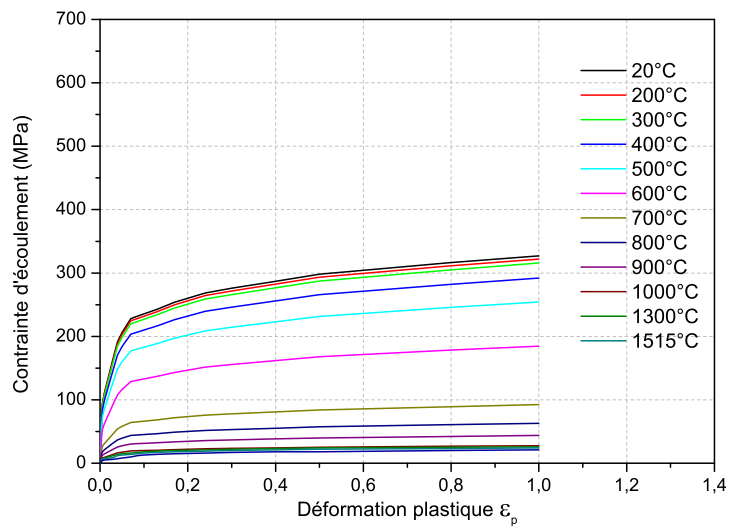


FIGURE A.9 – Ecroutissage à différentes températures des phases ferrite et bainite [Sibilia, 2003].

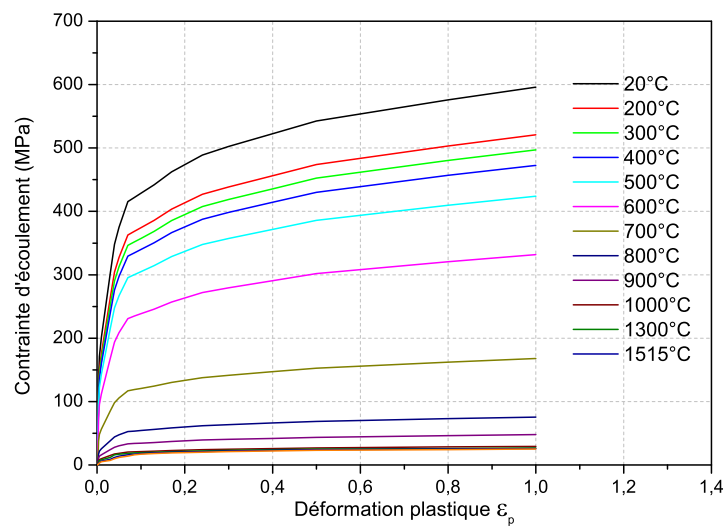


FIGURE A.10 – Ecroutissage à différentes températures de la phase martensite [Sibilia, 2003].

A.4 Paramètres des cinétiques de transformations métallurgiques

A.4.1 Transformation ferrite \rightarrow austénite [Sibilia, 2003]

n	2
---	---

$T(^{\circ}C)$	718	876
P_{eq}	0	1

$T(^{\circ}C)$	710	750	790	850	890	970	1010	1110	1210
$\tau(T)$	1,666	0,952	0,567	0,279	0,182	0,083	0,058	0,026	0,013

$\dot{T}(^{\circ}C/s)$	10	100	300	500	1000	5000	10000	20000
$f(\dot{T})$	0,045	0,377	1,019	2,129	4,147	20,95	41,96	83,98

A.4.2 Transformation martensite \rightarrow austénite [Sibilia, 2003]

$T(^{\circ}C)$	720	820
n	1,67	0,76

$T(^{\circ}C)$	720	820
P_{eq}	0	1

$T(^{\circ}C)$	710	750	790	850	890	970	1010	1110	1210
$\tau(T)$	1,666	0,952	0,567	0,279	0,182	0,083	0,058	0,026	0,013

$\dot{T}(^{\circ}C/s)$	10	100	300	500	1000	5000	10000	20000
$f(\dot{T})$	0,6	7,45	30,7	48,2	104,7	526,2	1054,4	2110,86

A.4.3 Transformation martensitique

La température de début de transformation M_s vaut $405^{\circ}C$. La valeur du coefficient k est fournie dans la base de données du logiciel Sysweld [Sys, b]

Annexe B

Comparaison des modèles métallurgiques JMAK et Myhr et Grong

B.1 Introduction

Au cours de cette étude, deux modèles métallurgiques sont testés et comparés. Le modèle JMAK qui est présenté dans le chapitre 4, ainsi que le modèle de Myhr et Grong présenté ci-dessous, sont déjà implémentés dans le logiciel Sysweld. Les modèles choisis peuvent prédire l'évolution de la dureté après un traitement thermique, mais ne donnent pas de détails sur la prédiction de l'évolution de l'état de précipitation (taille et distribution des précipités). L'objectif de cette étude est de déterminer le modèle le plus performant par des comparaisons simulations / expériences. Ce travail a fait l'objet d'une publication [Carron et al., 2011].

B.2 Modèle Myhr et Grong

Comme pour le modèle JMAK, seules deux pseudo-phases sont modélisées. Elles permettent d'effectuer un suivi du taux d'adoucissement de l'électrode. L'alliage CuCr1Zr étant initialement dans un état trempé-revenu la phase durcie est fixée à 100% et la phase adoucie à 0%. Puis ces proportions évoluent avec l'accumulation des points soudés. Expérimentalement, ce taux d'adoucissement se détermine à partir de mesures de dureté. Ainsi après chaque excursion en température, la proportion de phase adoucie est calculée par la relation :

$$X = \frac{HV_{max} - HV}{HV_{max} - HV_{min}} \quad (B.1)$$

Avec : X , proportion de phase adoucie; HV , dureté mesurée; $HV_{max} = 165$, dureté du CuCr1Zr dans l'état TER (avant traitement); $HV_{min} = 75$, dureté minimale qui a été mesurée après un traitement thermique de 60s à 850°C.

Myhr et Grong [Myrh and Grong, 1991] ont développé un modèle simple qui décrit l'adoucissement d'un alliage d'aluminium 6082 dans la zone affectée thermiquement lors du soudage à l'arc. Plus récemment ce modèle a été adapté pour prédire les variations de dureté d'alliages de type 2xxx et 7749 au cours du soudage par friction-malaxage [Shercliff et al., 2005], [Robson and Sullivan, 2006]. Robson a montré que le modèle prend en compte à la fois les phénomènes de dissolution et de coalescence [Robson and Sullivan, 2006]. Ce modèle est utilisé ici pour prévoir l'adoucissement de l'alliage CuCr1Zr. Myhr et Grong proposent de déterminer un couple temps-température de référence noté respectivement tr^* et Tr^* afin de calculer le temps t^* pour obtenir une dissolution complète des précipités à une température T .

$$t^* = tr^* \exp \left[\left(\frac{Q_s}{nR} + \frac{Q_d}{R} \right) \left(\frac{1}{T} - \frac{1}{Tr^*} \right) \right] \quad (B.2)$$

Avec Q_s = l'énergie d'activation de diffusion du chrome dans le cuivre; Q_d = l'enthalpie de solvus métastable; n un paramètre qui peut dépendre de X la fraction de phase adoucie.

Dans tous les cas, n est initialement fixé à 0,5 puis sa valeur décroît avec l'avancement de la transformation. L'équation B.2 est alors intégrée à un simple modèle de diffusion pour la dissolution des précipités de chrome :

$$X = \left[\frac{t}{t^*} \right]^n \quad (B.3)$$

Cette cinétique de dissolution qui ne peut être utilisé que lors d'un palier isotherme a été adaptée par Sarrazin [Sarrazin, 1995] aux cas anisothermes. L'équation B.3 s'écrit alors :

$$\frac{dX}{dt} = \frac{n}{tr^*} X^{1-\frac{1}{n}} \exp\left[\left(\frac{Q_s}{nR} + \frac{Q_d}{R}\right) \left(\frac{1}{Tr^*} - \frac{1}{T}\right)\right] \quad (\text{B.4})$$

Avec

$$n = n(X) = 0,5 - aX^b \quad (\text{B.5})$$

Avec a et b deux constantes. Il y a donc 6 paramètres à déterminer pour ce modèle : Q_s , Q_d , tr^* , Tr^* , a et b . C'est sous cette forme qu'elle implémentée dans le logiciel Sysweld.

Q_s est issue de la littérature est sa valeur est de $195kJ.mol^{-1}$ [Gale and Totemeier, 2003].

L'enthalpie de solvus métastable Q_d est calculée à partir de données bibliographiques. Dans le cadre de son étude sur le diagramme Cu-Cr, Chakrabarti a établi que l'enthalpie de solvus à l'équilibre ΔH vaut $114880J.mol^{-1}$ [Chakrabarti and Laughlin, 1984].

Cependant, cette valeur peut être affectée par la taille des précipités. Pour des alliages d'aluminiums de la série 6000, Grong a montré que l'enthalpie de solvus métastable Q_d s'écrit [Grong, 1994] :

$$Q_d = \frac{\Delta H}{n} - \Omega \quad \text{avec } \Omega = \frac{2\gamma V_m}{r} \quad (\text{B.6})$$

Avec n = coefficient stoechiométrique; γ = énergie d'interface matrice-précipité ($J.m^{-2}$); r = rayon des précipités (m); V_m = volume molaire des précipités ($m^3.mol^{-1}$).

Le volume molaire des précipités de chrome ($V_m = 7,27cm^3.mol^{-1}$) s'obtient facilement à partir de la masse molaire et de la masse volumique du chrome. Une valeur d'énergie d'interface γ de $625mJ.m^{-2}$ est prise en accord avec Chbihi [Chbihi, 2011]. L'analyse en microscopie électronique en transmission menée au chapitre 2 montre que la taille moyenne des précipité de chrome dans l'état TER est d'environ $2nm$. L'enthalpie de solvus métastable Q_d se calcule selon l'équation suivante :

$$Q_d = \frac{114880}{1} - \frac{2 * 0,625 * 7,27.10^{-6}}{2^{-9}} \simeq 110000J.mol^{-1} \quad (\text{B.7})$$

A partir des mesures de dureté réalisées sur les éprouvettes des essais Gleeble, les proportions de phases adoucie et durcie sont calculées à partir de l'équation B.1. Ensuite la courbe de calibration $\log X$ vs. $\log(t/t^*)$ du modèle de Myhr et Grong est tracée en figure B.1. Le couple tr^*/Tr^* est choisi à partir des mesures de duretés effectuées sur les éprouvettes des essais Gleeble. Pour un traitement isotherme à $800^\circ C$, la dureté minimale est obtenue après un temps de maintien d'environ $80s$ d'où $tr^* = 80s$ et $Tr^* = 800^\circ C$ (Figure 2.21 du chapitre 2). Les valeurs de a et b sont ajustées pour décrire au mieux la courbe de calibration ($a = 0,25$ et $b = 0,1$).

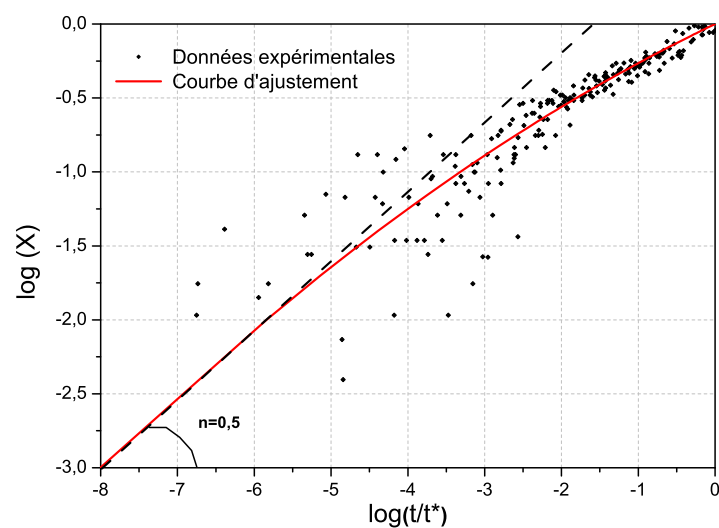


FIGURE B.1 – Courbe de calibration des paramètres du modèle Myhr et Grong.

Q_s	$195kJ.mol^{-1}$
Q_d	$110kJ.mol^{-1}$
tr^*	$80s$
Tr^*	$800^{\circ}C$
a	$0,25$
b	$0,1$

TABLE B.1 – Paramètres du modèle de Myhr et Grong.

B.3 Rappels sur le modèle JMAK

Ce modèle est détaillé au chapitre 4.3.2. Pour rappel, dans le code de calcul aux éléments finis SYSWELD, ce modèle est implémenté sous la forme différentielle suivante :

$$\dot{X} = n \left(\frac{\bar{X}(T) - X}{\tau(T)} \right) \left[\ln \left(\frac{\bar{X}(T)}{\bar{X}(T) - X} \right) \right]^{\frac{n-1}{n}} \quad (\text{B.8})$$

$$\text{Avec} \quad \tau(T) = \frac{P_{0,5} \left(-\ln \frac{1}{2} \right)^{-\frac{1}{n}}}{\exp \left(-\frac{Q_d}{RT} \right)} \quad (\text{B.9})$$

Les paramètres à renseigner dans SYSWELD sont $\bar{X}(T)$, n et $\tau(T)$. On fait l'hypothèse que n est indépendant de la température. Pour calculer $\tau(T)$, il est nécessaire de déterminer Q_d et $P_{0,5}$. La calibration des paramètres n et $P_{0,5}$ de la loi JMAK se fait à partir du tracé de la courbe X vs $\ln P(T, t)$ (figure B.2) et le tableau B.2 regroupe l'ensemble des paramètres.

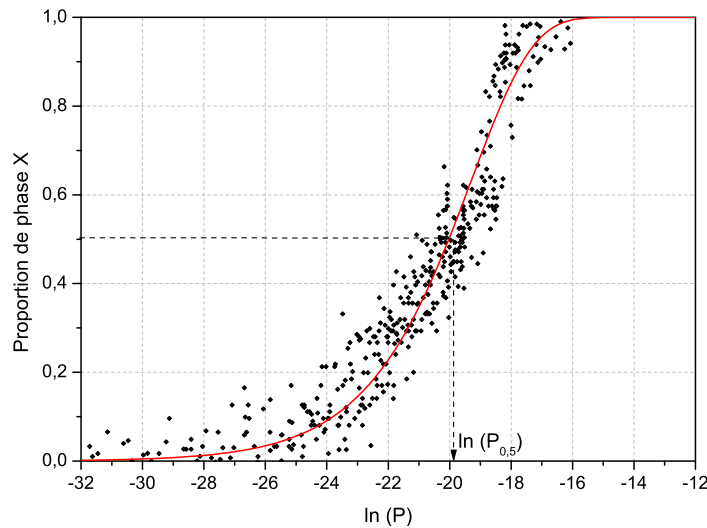


FIGURE B.2 – Courbe de calibration des paramètres du modèle JMAK.

n	0,5
---	-----

$T(^{\circ}C)$	$< 500^{\circ}C$	$\geq 500^{\circ}C$
$\bar{X}(T)$	0	1

$T(^{\circ}C)$	500	550	600	650	700	750	800	900	1000
$\tau(T)$	46290	7332	1434	335	91	28	9,60	1,49	0,31

TABLE B.2 – Paramètres du modèle JMAK.

B.4 Comparaison et validation des deux modèles métallurgiques

Afin de tester et comparer les deux modèles, un essai anisotherme réalisé sur machine Gleeble est simulé numériquement. Un essai cyclique permet d'obtenir un adoucissement progressif s'accroissant à chaque cycle comme dans le cas du soudage par point. 10 cycles avec des paliers de 3 s à 750°C sont programmés. Les essais sont effectués sur une éprouvette instrumentée en thermocouples similaire à celles présentées au chapitre 2 (Figure B.3). Les vitesses de montée en température et de refroidissement sont respectivement de 200°C/s et de 70°C/s (Figure B.4). Ces vitesses de chauffage et refroidissement sont nettement inférieures à celles mesurées lors du soudage, mais sont suffisamment rapides pour éviter toute transformation métallurgique pendant ces étapes.

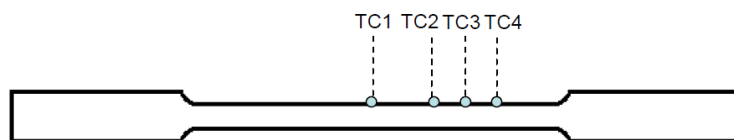


FIGURE B.3 – Schéma de l'éprouvette Gleeble et emplacement des thermocouples.

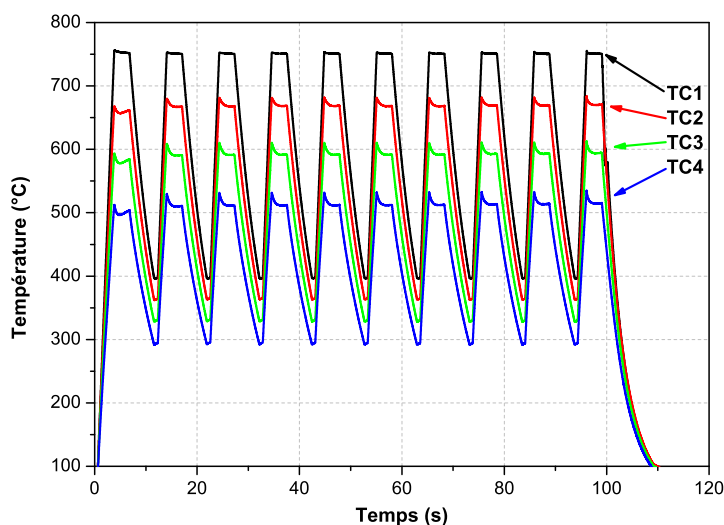


FIGURE B.4 – Températures mesurées lors du premier essai de validation.

Les calculs sont réalisés avec le logiciel Sysweld. La phénoménologie des différents couplages est explicitée dans le chapitre 4.3. Un modèle électro-thermo-métallurgique est utilisé et une boucle d'asservissement est programmée. Autrement dit, il est possible de caler une donnée (ici le courant) à partir d'une consigne (la température). Pour les deux essais, expérimental et simulé, le courant est régulé de façon à obtenir la température programmée au niveau du thermocouple central. Pour ce calcul, plusieurs hypothèses sont faites au niveau des conditions aux limites (Figure B.5) :

- La densité de courant imposée sur la face extérieure du mors ($\partial\Omega_1$) est calculée pour obtenir la température programmée. Un potentiel nul est appliqué sur la section centrale de l'éprouvette ($\partial'\Omega_1$).
- Le rayonnement n'est pas pris en compte.
- Les conditions interfaciales mors/éprouvette ne dépendent pas de la température et sont ajustées afin d'avoir des gradients thermiques similaires à ceux mesurés expérimentalement ($RCT = 500K.mm^2$ et pas de RCE appliqués sur $\partial\Omega_2$).
- Une température de $20^\circ C$ est imposée sur la surface des mors pendant toute la durée de l'essai.

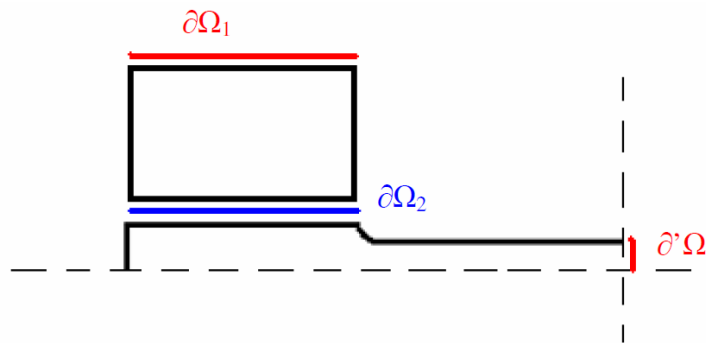


FIGURE B.5 – Conditions aux limites.

Les propriétés thermo-physiques des mors sont celles du cuivre OFHC (Oxygen Free High Conductivity = cuivre de haute pureté). Les propriétés thermo-physiques de l'éprouvette sont celles présentées au chapitre 2.

Les cinétiques thermiques de l'essai expérimental et celles issues de la simulations numériques sont comparées en figure B.6. Les allures des courbes sont similaires. Les différences les plus importantes apparaissent lors du refroidissement de chaque cycle, mais celles-ci restent très faibles.

Les Figures B.7 et Figure B.8 présentent les proportions de phases adoucies calculées par les modèles JMAK et Myhr-Grong. Le Tableau B.3 compare les résultats expérimentaux aux résultats issus des deux modèles. Le modèle JMAK donne des résultats satisfaisants. Les mesures de dureté réalisées sur l'éprouvette Gleeble sont en accord avec les valeurs de dureté prédites par le modèle. Le modèle de Myhr et Grong sous-estime les fractions de phases adoucies par rapport aux valeurs expérimentales. Au fur et à mesure des cycles, la proportion de phase adoucie croît. La proportion de phase adoucie lors du premier cycle est plus importante que lors des cycles suivants. Pour vérifier si ce phénomène se retrouve expérimentalement, il est nécessaire de connaître la dureté d'une éprouvette n'ayant subi qu'un seul cycle thermique.

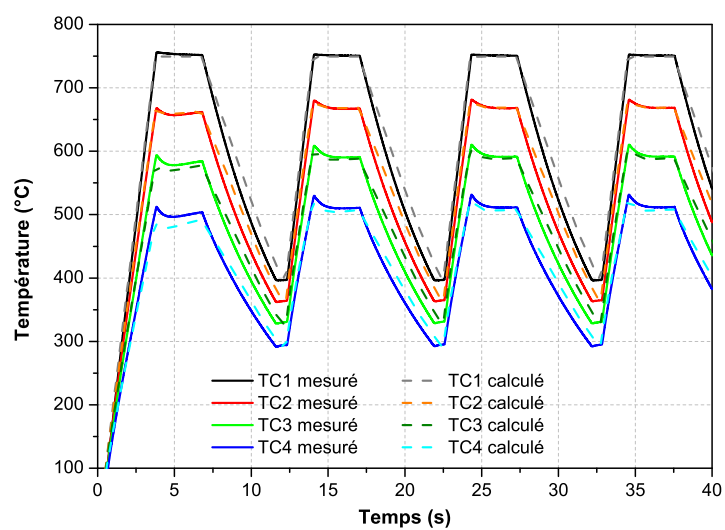


FIGURE B.6 – Comparaison des températures mesurées et calculées de l'essai de validation.

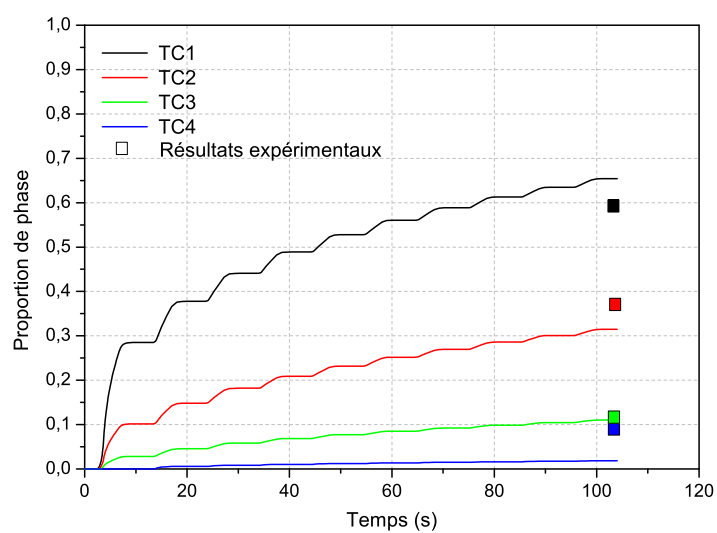


FIGURE B.7 – Evolution des proportions de phases pour le modèle JMAK - essai 10 cycles.

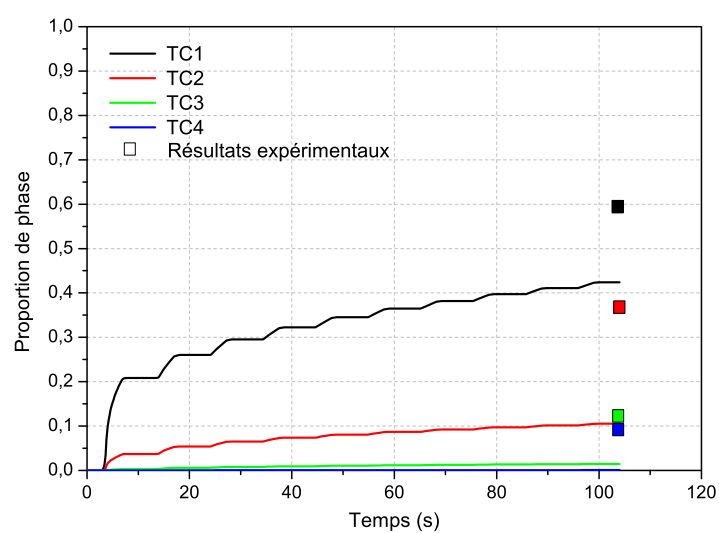


FIGURE B.8 – Evolution des proportions de phases pour le modèle Myhr et Grong - essai 10 cycles.

	Expérience			JMAK		Myhr et Grong	
	température du palier (°C)	dureté mesurée (HV0,3)	fraction adoucie X	dureté calculée (HV0,3)	fraction adoucie X	dureté calculée (HV0,3)	fraction adoucie X
TC1	750	115	0,60	110	0,66	128	0,44
TC2	670	136	0,34	139	0,31	155	0,11
TC3	590	153	0,13	155	0,11	163	0,01
TC4	510	155	0,11	162	0,02	164	<0,01

TABLE B.3 – Comparaison des résultats expérimentaux et numérique - essai 10 cycles.

Un essai Gleeble isotherme à 750°C pendant 3 secondes est donc réalisé puis simulé numériquement. Les proportions de phases adoucies prédites par les deux modèles sont présentées en Figure B.9 et B.10 et comparées dans le tableau B.4. Le modèle JMAK donne une bonne estimation de la proportion de phase adoucie, surtout dans le domaine des hautes températures contrairement au modèle de Myhr et Grong.

Il est cependant à noter que, comme le rayon, la structure et la cohérence des précipités avec la matrice varient au cours de l'adoucissement de l'alliage, il est difficile de garantir la pertinence de la valeur de l'enthalpie de solvus métastable Q_d retenue dans ce travail pour le modèle de Myhr et Grong. Ainsi si l'on considère [Chbihi, 2011] une valeur d'énergie d'interface de $\gamma = 86mJ/m^2$ pour des précipités CFC de rayon moyen $2nm$ cohérents avec la matrice de cuivre (état TER) et une valeur de $\gamma = 625mJ/m^2$ pour des précipités CC incohérents de rayon moyen $75nm$ (état TER + vieilli) on trouve dans les deux cas une valeur de Q_d plus proche de $115kJ.mol^{-1}$ que de $110kJ.mol^{-1}$. La courbe de calibration s'en trouve alors modifiée et les valeurs de a et b seront vraisemblablement différentes, ce qui conduira à des fractions adoucies simulées différentes. En pratique l'adoucissement prédit par le modèle de Myhr et Grong est très sensible aux valeurs de a et b retenues [Carron et al., 2011].

Au vu de ces résultats, c'est le modèle JMAK qui est intégré au modèle de soudage ETM^{al} puisqu'il prédit des duretés proches des duretés expérimentales. On constate également que ce dernier modèle est plus performant en termes de temps de calcul.

	Expérience			JMAK		Myhr et Grong	
	température du palier (°C)	dureté mesurée (HV0,3)	fraction adoucie X	dureté calculée (HV0,3)	fraction adoucie X	dureté calculée (HV0,3)	fraction adoucie X
TC1	750	138	0,32	140	0,29	147	0,21
TC2	670	157	0,08	155	0,10	161	0,04
TC3	590	161	0,04	162	0,03	164	<0,01
TC4	510	163	0,01	164	<0,01	164	<0,01

TABLE B.4 – Comparaison des résultats expérimentaux et numérique - essai 1 cycle.

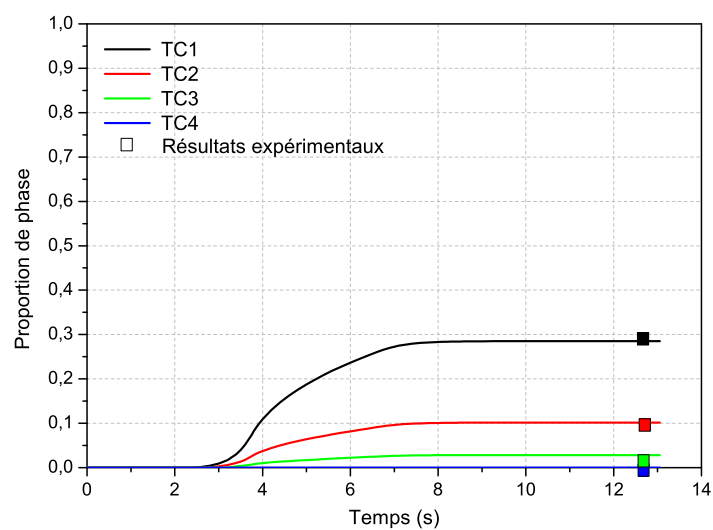


FIGURE B.9 – Evolution des proportions de phases pour le modèle JMAK - essai 1 cycle.

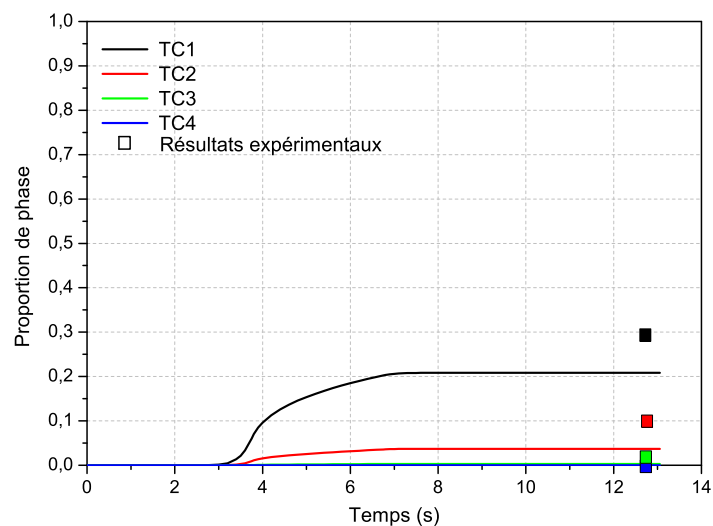


FIGURE B.10 – Evolution des proportions de phases pour le modèle Myhr et Grong - essai 1 cycle.

Annexe C

Comparaison des techniques de mesure de dureté par nanoindentation et micro-dureté Vickers

C.1 Introduction

Cette annexe compare les résultats de dureté obtenus par les deux techniques utilisées dans ces travaux : la micro-dureté Vickers et la nanoindentation. La comparaison est effectuée sur des électrodes ayant soudé des séquences de 0, 20, 50, 100, 200 et 420 points soudés. Ces essais de soudage ne sont pas présentés dans ce manuscrit. Ces essais préliminaires ont été effectués afin de préparer la campagne d'essais instrumentés. Pour ces essais un assemblage de 2 tôles d'acier doux revêtu XSG de 0,67mm est utilisé. Les paramètres de soudage sont les suivants :

- Effort = 210daN
- Durée de soudage = 0,2s
- Durée de forgeage = 0,16s
- Durée d'un cycle de soudage = 2s
- Courant standard de soudage = 9,4kA (une courbe d'incrémentation de soudage est utilisée)

C.2 microdureté Vickers

Les mesures de microdureté Vickers sont réalisées sur deux appareils différents, soit au laboratoire LIMatB sur un microduromètre manuel, soit sur le site de PSA Peugeot Citroën à Vélizy avec un microduromètre automatique. La charge utilisée pour ces essais est de 300g soit un effort de 2,94N. Avec cette technique, la taille de l'empreinte laissée dans la matière est d'environ 50µm (Figure C.1). Les premières mesures sont donc effectuées à une distance de 250µm de la face active des électrodes. L'évolution des profils de dureté réalisés dans les électrodes en fonction du nombre de points soudés est présentée en figure C.2.

C.3 Nanoindentation

La nanoindentation est une technique qui permet de mesurer des propriétés mécaniques locales : le module d'Young et la dureté en GPa. La pointe utilisée sur l'appareil du LIMatB est une pointe Berkovich (pyramide à base triangulaire). Pour ces mesures un effort de 0,5N est appliqué. L'empreinte dans la matière a une taille d'environ 10µm. Avec cette technique il est donc possible d'obtenir des mesures au plus proche de la face active des électrodes. Les premières mesures sont donc effectuées à une distance de 50µm de la face active des électrodes (Figure C.3). L'évolution des profils de dureté réalisés dans les électrodes en fonction du nombre de points soudés est présentée en figure C.4.

C.4 Calcul de la fraction de phase adoucie

A partir des mesures de dureté (Vickers ou par nanoindentation), il est possible de calculer la fraction de phase adoucie du CuCr1Zr grâce à la formule suivante :

$$X = \frac{Dureté_{max} - Dureté}{Dureté_{max} - Dureté_{min}} \quad (C.1)$$

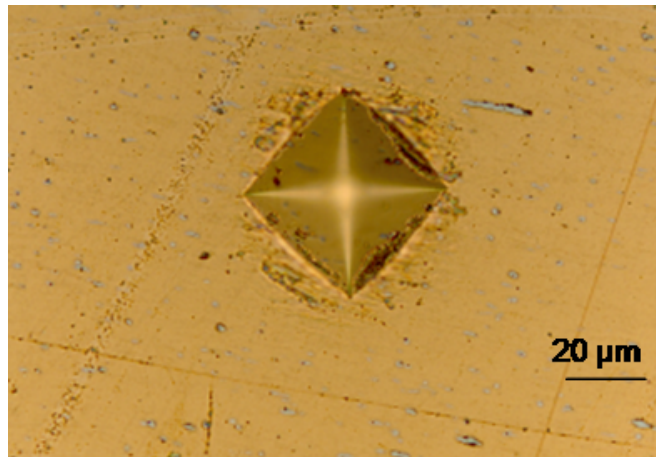


FIGURE C.1 – Micrographie d'une empreinte après une mesure de micro-dureté Vickers.

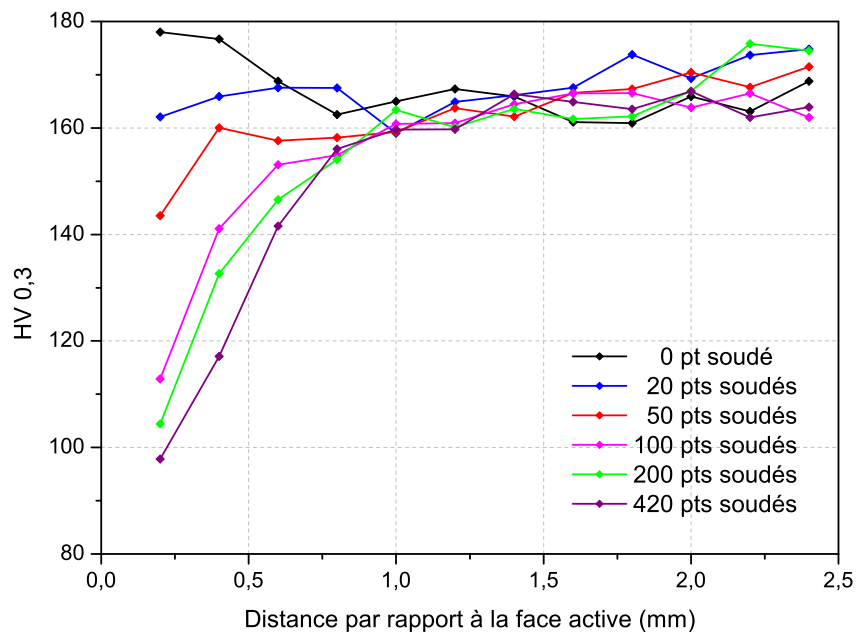


FIGURE C.2 – Evolution de la micro-dureté Vickers dans l'électrode en fonction du nombre de points soudés.

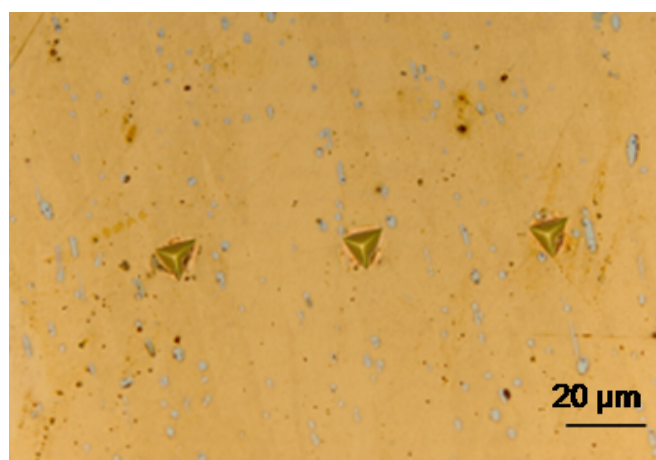


FIGURE C.3 – Micrographie d'empreintes après des mesures de dureté par nanoindentation.

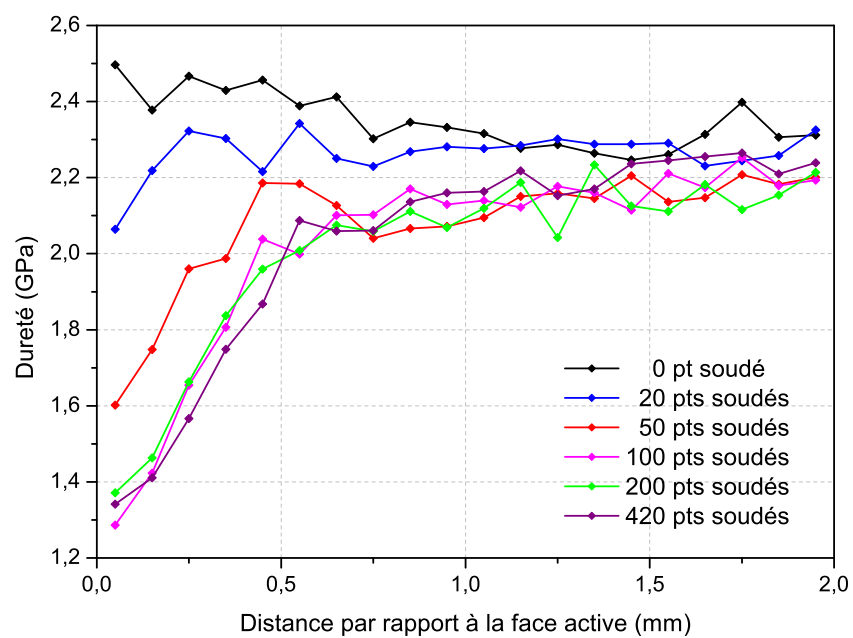


FIGURE C.4 – Evolution de la dureté mesurée par nanoindentation dans l'électrode en fonction du nombre de points soudés.

- Avec X la fraction de phase adoucie,
- $Dureté_{max}$ la dureté du CuCr1Zr avant soudage
- $Dureté_{max} = 165HV$ en dureté Vickers
 - $Dureté_{max} = 2,25GPa$ en nanoindentation
- $Dureté_{min}$ la dureté minimale relevée après soudage
- $Dureté_{min} = 75HV$ en dureté Vickers
 - $Dureté_{min} = 0,95GPa$ en nanoindentation

Les évolutions de fraction de phase adoucie en fonction du nombre de points soudés, calculées à partir des mesures de dureté issues des deux techniques, sont comparées en Figure C.5 et C.6. Les fractions adoucies calculées à moins d'un millimètre de la face active de l'électrode n'ayant soudé aucun point sont négatives car elles rendent compte du phénomène de sur-écrouissage de surface rencontré dans les électrodes à l'état de livraison. En effet le modèle métallurgique ne prenant pas en compte ce phénomène, la dureté maximale avant soudage est prise dans une zone non écrouie à plus d'un millimètre de distance à la face active. En conséquence lorsque la dureté mesurée est supérieure à $Dureté_{max}$ la fraction adoucie calculée est négative. Les évolutions de fraction de phases montrent que les deux techniques donnent des résultats très proches malgré quelques différences parfois observées. L'écart type calculé sur les différences entre les fractions adoucies obtenues par les deux techniques permet d'en déduire une incertitude de 4,5% sur la fraction adoucie déterminée expérimentalement.

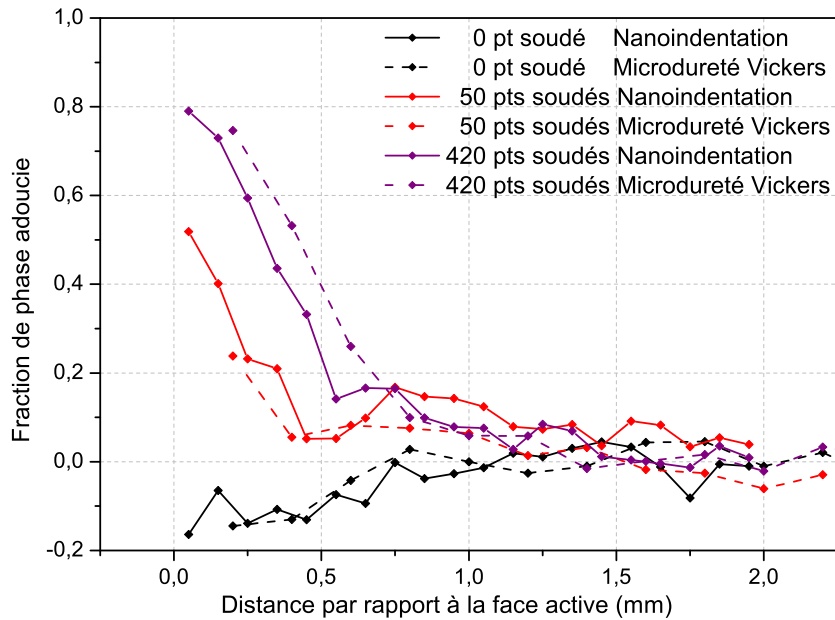


FIGURE C.5 – Evolution des fractions de phase adoucie calculées à partir des mesures de dureté à 0, 50 et 420 points soudés.

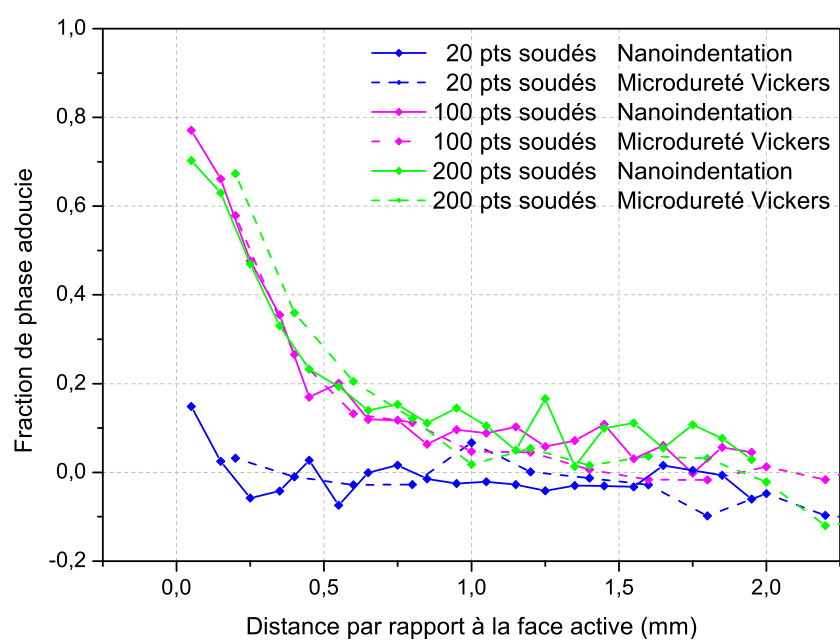


FIGURE C.6 – Evolution des fractions de phase adoucie calculées à partir des mesures de dureté à 20, 100 et 200 points soudés.

Annexe D

Identification de la loi de comportement EVP simplifiée pour l'alliage CuCrZr (500 – 800°C)

D.1 Introduction

Cette annexe résume de manière synthétique les résultats de l'identification du modèle élastoviscoplastique avec une variable de vieillissement scalaire (notée a) présenté dans la section 4.4.2 du chapitre 4. Il s'agit d'une version simplifiée du modèle destinée à une première approche pour décrire le comportement de l'alliage dans la zone de l'électrode où la température moyenne est supérieure à 500°C . La base de données est constituée des essais mécaniques réalisés sur la machine Gleeble (essais avec maintien en température compris entre 500°C et 800°C) décrits dans la section 2.5 du chapitre 2.

Les valeurs des coefficients obtenues par identification sont reportées dans le tableau D.1. Pour certains coefficients du modèle, les valeurs de ce tableau D.1 sont différentes de celles du tableau 4.3 car les techniques d'identification utilisées sont différentes. La première identification a été effectuée globalement sur une base de données incomplète en utilisant trois températures pivot (500 , 650 et 830°C) pour interpoler les valeurs des coefficients en fonction de la température. La seconde identification, réalisée plusieurs mois plus tard (tableau D.1) a bénéficié d'une base de données plus fournie. Les coefficients ont été alors identifiés température par température. Ces deux stratégies, basées sur le volume de données disponibles au moment de l'identification, expliquent les variations observées entre les deux tableaux.

D.2 Base de données expérimentales

L'ensemble des données expérimentales utilisées pour l'identification ont été obtenues sur des éprouvettes cylindriques (longueur 150mm , diamètre 10mm) usinées à l'Atelier de Mécanique de l'UFR de "Sciences et Sciences de l'Ingénieur" de l'Université de Bretagne-Sud. Ces éprouvettes sont sollicitées en traction et/ou compression uniaxée. Au voisinage du thermocouple central, les champs de contrainte de déformation et de température sont quasiment homogènes. Les composantes axiale de la déformation (Axial Strain) : $e_{ZZ} = \ln(L/L_{INI})$ et/ou orthoradiale (Hoop Strain) : $e_{TT} = \ln(D/D_{INI})$ sont calculées à partir des mesures des extensomètres avec comme configuration de référence celle à la température de maintien de l'essai. La contrainte moyenne dans l'éprouvette (s_{ZZ}) est estimée à partir du quotient de la force axiale par l'aire de la section droite de l'éprouvette en tenant compte des dimensions actuelles (Cauchy Stress).

D.3 Identification du modèle EVP simplifié

L'identification du modèle est réalisée par le logiciel SiDoLo avec une stratégie "isotherme" (les coefficients dépendant de la température sont identifiés sur un ou des essais isothermes pour chaque température). Une des difficultés de cette identification est liée au fait que le matériau évolue pendant les tests mécaniques surtout si la température est supérieure à 730°C . Bien que cet aspect soit présent dans le modèle, il serait nécessaire d'avoir une base de données plus large comme cela est le cas pour les essais à 750°C (voir Fig. D.2). Avec cette stratégie d'identification, les valeurs des coefficients a_{∞} ont été fixées pour limiter le nombre de coefficients à identifier (voir tableau D.1). De même, le coefficient de Poisson est supposé indépendant de la

température entre 500 et 800°C ($\nu = 0,34$). Les figures D.1 à D.3 illustrent le niveau d'adéquation entre le modèle identifié et les données expérimentales. Dans ces figures, les simulations du modèle sont représentées par un trait continu et les essais par des symboles. Globalement, le modèle retenu, avec ses simplifications, permet de bien décrire les données expérimentales.

Température °C	E GPa	σ_y MPa	a_∞	τ s	$K_0 - K_a$ MPa.s ^{1/n}	n
500	81,8	16,6	0,01	10 000	383 - 383	21
600	56,3	10,0	0,10	2 640	585 - 500	7,6
650	48,2	1,0	0,25	491	365 - 127	6,6
750	33,6	0,1	0,95	73	283 - 133	6,3
800	32,1	0,1	0,99	49	287 - 91	5,4

TABLE D.1 – Valeurs des coefficients identifiés du modèle EVP (de 500 à 800°C).

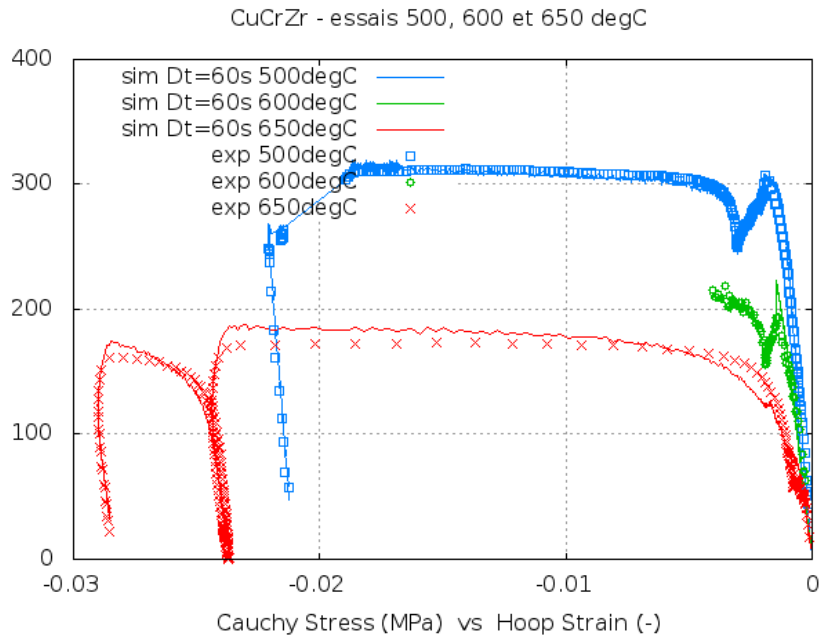


FIGURE D.1 – Récapitulatif des essais à température inférieure à 650°C.

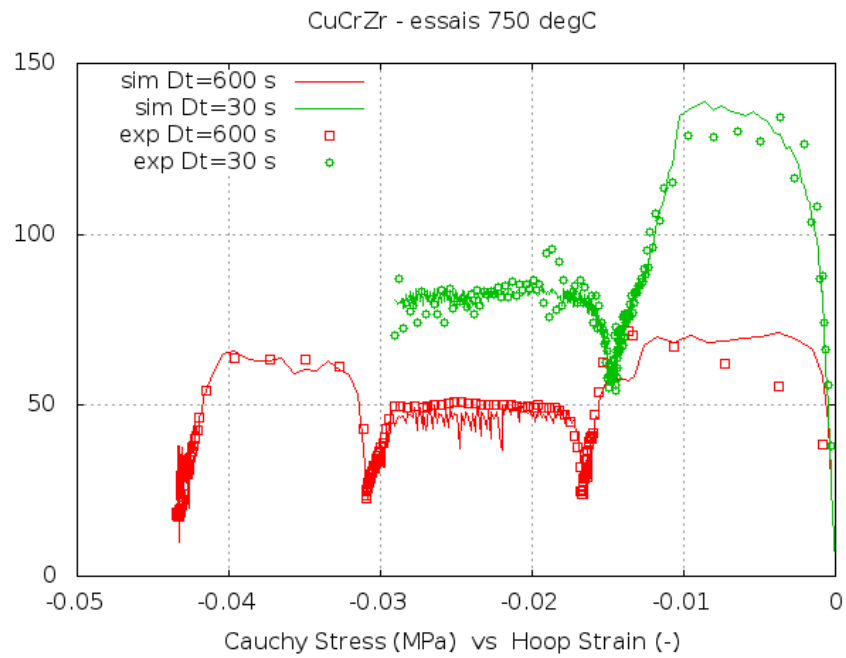


FIGURE D.2 – Comparaison modèle-essais avec étapes de relaxation (750°C).

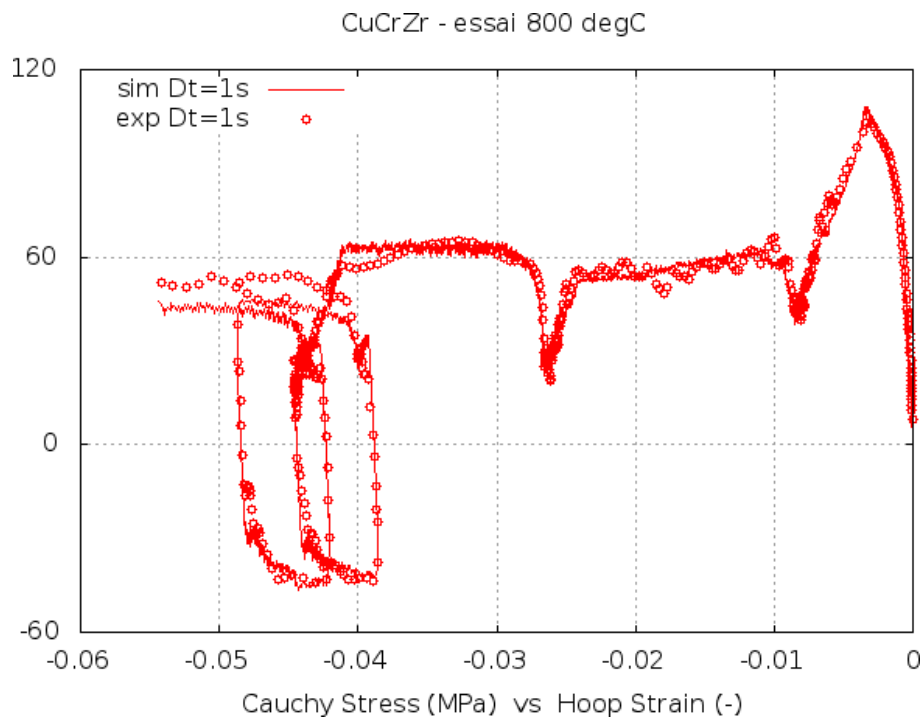


FIGURE D.3 – Comparaison modèle-essai monotone et cyclique (800°C).

Résumé :

Le soudage par point est utilisé par l'industrie automobile pour assembler des tôles minces en acier. L'accumulation des points de soudage entraîne une usure des faces actives des électrodes surtout dans le cas du soudage de tôles galvanisées à haute limite d'élasticité. Cette étude, expérimentale et numérique, porte sur la compréhension des mécanismes de dégradation des électrodes en CuCr1Zr, avec une attention particulière portée à l'influence de l'adoucissement lié à l'état de précipitation du matériau.

Le comportement thermomécanique de l'alliage et ses propriétés thermo-physiques ont été caractérisés dans différents états microstructuraux. Des essais de soudage par point instrumentés, sur tôles nues et revêtues, ont permis d'étudier la cinétique de dégradation des électrodes. Ces essais fournissent par ailleurs des données pour valider les simulations numériques réalisées avec le code SYSWELD[®]. Un modèle couplé électro-thermo-métallurgique permet une simulation correcte du champ de température dans les électrodes et d'évaluer la contribution respective des paramètres de soudage et des conditions aux limites qui influencent l'adoucissement. Un second modèle électro-thermo-métallurgique-mécanique, intégrant une loi de comportement elastoviscoplastique avec une variable de vieillissement, permet de calculer la déformation de l'électrode au cours d'une dizaine de cycles de soudage. Bien que le nombre de points simulés soit insuffisant, les premiers résultats sont satisfaisants en thermique et encourageants pour la mécanique.

Mots clés : Alliages cuivreux, soudage par point, dégradation des électrodes, couplage électro-thermo-mécanique, simulation par éléments finis

Abstract:

Resistance spot welding is a technique widely used by the automotive industry to assemble thin steel sheets. The accumulation of weld spots causes a progressive wear of the electrode active face which is accelerated when high strength galvanized steels are welded. This experimental and numerical study addresses the understanding of the mechanisms of degradation of CuCr1Zr electrodes, with a particular attention to the influence of the softening of the precipitation-hardened alloy.

The thermo-mechanical behavior of the alloy and its thermo-physical properties have been characterized in different microstructural states. Instrumented welding tests, achieved on galvanized or uncoated steel sheets, allowed to study the degradation kinetics of the electrodes. Furthermore these tests provide data to validate the numerical simulations performed with the SYSWELD[®] code. A coupled electrical-thermal-metallurgical model allows proper simulation of the temperature field in the electrodes and assesses the respective contribution of welding parameters and boundary conditions that influence softening. A second electrical-thermal-metallurgical and mechanical analysis, using an elastoviscoplastic behavior law with an aging parameter, enables to calculate the electrode deformation during almost ten welded spots. Although the number of simulated spots is insufficient, satisfactory results are obtained in terms of calculated thermal cycles and promising tendencies are observed for mechanics.

Keywords: Copper alloys, resistance spot welding, electrode degradation, coupled electrical-thermal-mechanical modelling, finite element analysis